



(51) 国際特許分類6
H01L 33/00, H01S 3/18

A1

(11) 国際公開番号

WO98/31055

(43) 国際公開日

1998年7月16日(16.07.98)

(21) 国際出願番号

PCT/JP98/00025

(22) 国際出願日

1998年1月8日(08.01.98)

(30) 優先権データ

特願平9/1937 1997年1月9日(09.01.97)
特願平9/12707 1997年1月27日(27.01.97)
特願平9/102793 1997年4月3日(03.04.97)
特願平9/134210 1997年5月26日(26.05.97)
特願平9/244342 1997年9月9日(09.09.97)
特願平9/274438 1997年10月7日(07.10.97)
特願平9/311272 1997年10月27日(27.10.97)

(74) 代理人
弁理士 青山 稔, 外(AOYAMA, Tamotsu et al.)
〒540 大阪府大阪市中央区城見1丁目3番7号 IMPビル
青山特許事務所 Osaka, (JP)

(81) 指定国 AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BY, CA, CH, CN, CU, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, GB, GE, GH, GM, GW, HU, ID, IL, IS, KE, KG, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MD, MG, MK, MN, MW, MX, NO, NZ, PL, PT, RO, RU, SD, SE, SG, SI, SK, SL, TJ, TM, TR, TT, UA, UG, UZ, VN, YU, ZW, ARIPO特許 (GH, GM, KE, LS, MW, SD, SZ, UG, ZW), ユーラシア特許 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), 欧州特許 (AT, BE, CH, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE), OAPI特許 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

(71) 出願人

日亜化学工業株式会社
(NICHIA CHEMICAL INDUSTRIES, LTD.)[JP/JP]
〒774 徳島県阿南市上中町岡491番地100 Tokushima, (JP)

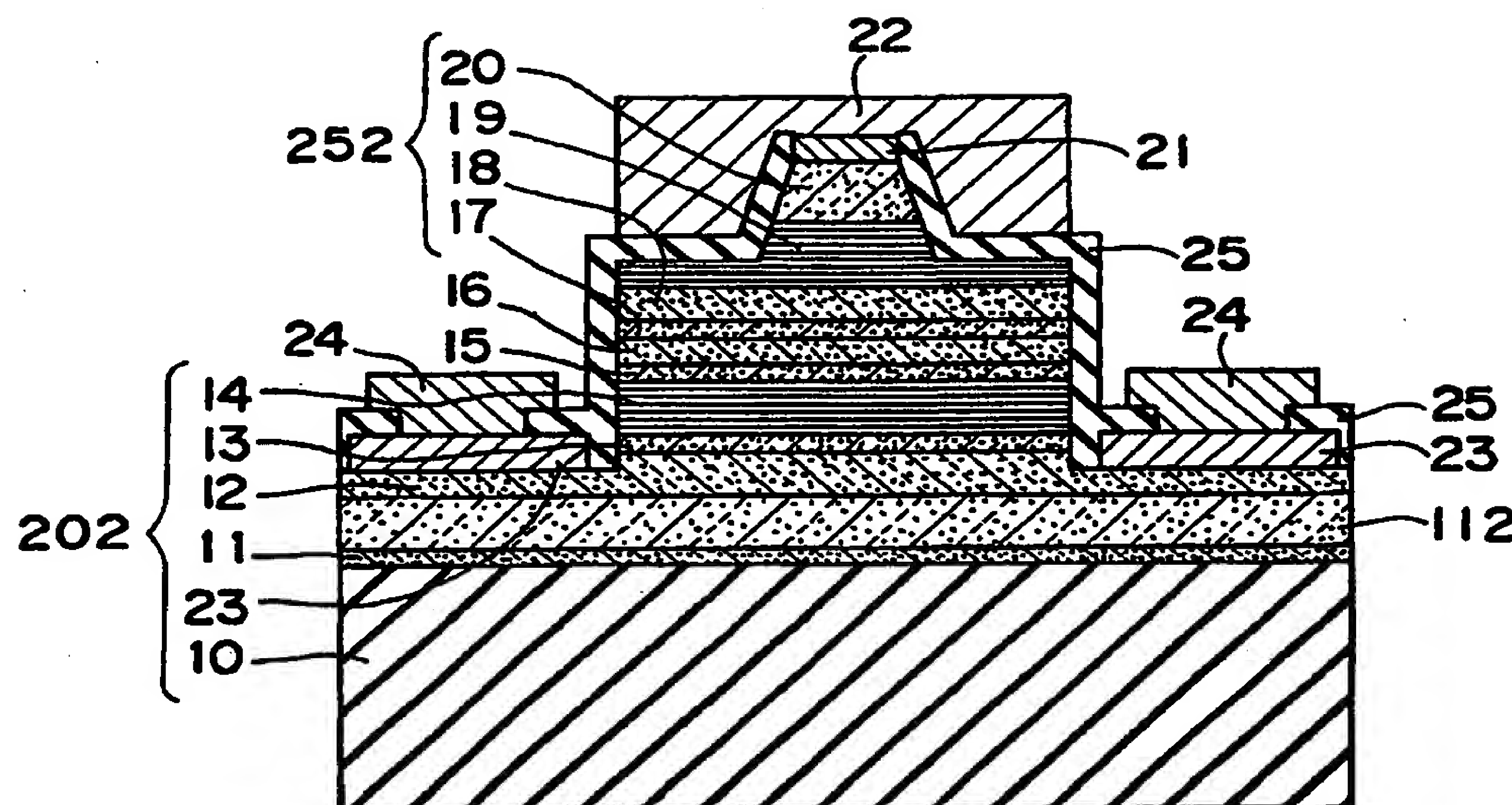
(72) 発明者

長濱慎一(NAGAHAMA, Shinichi)
妹尾雅之(SENOH, Masayuki)
中村修二(NAKAMURA, Shuji)
〒774 徳島県阿南市上中町岡491番地100
日亜化学工業株式会社内 Tokushima, (JP)

添付公開書類
国際調査報告書

(54)Title: NITRIDE SEMICONDUCTOR DEVICE

(54)発明の名称 窒化物半導体素子



(57) Abstract

A nitride semiconductor device such as a light emitting device in which an active layer is formed between an n-type semiconductor region consisting of one or more nitride semiconductor layers and a p-type semiconductor region consisting of one or more nitride semiconductor layers, characterized in that at least one of the nitride semiconductor layers of the p-type semiconductor region or the n-type semiconductor region is a super-lattice layer consisting of layer-built 1st layers and 2nd layers made of nitride semiconductors whose compositions are different from each other. By the above mentioned construction, the operating current and operating voltage of the device are lower and the efficiency of the device is improved.

(57) 要約

本発明は、発光素子等の窒化物半導体素子に関し、1又は2以上の窒化物半導体層からなるn導電側の半導体領域と1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域との間に活性層が形成されてなる窒化物半導体素子であって、前記p導電側又はn導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、それぞれ窒化物半導体からなりかつ互いに組成の異なる第1の層と第2の層とが積層された超格子層であることを特徴とする。以上のような構成により、素子の動作電流、電圧を下げ、効率の高い素子を実現した。

PCTに基づいて公開される国際出願のパンフレット第一頁に掲載されたPCT加盟国を同定するために使用されるコード (参考情報)

AL	アルバニア	FI	フィンランド	LT	リトアニア	SN	セネガル
AM	アルメニア	FR	フランス	LU	ルクセンブルグ	SZ	スワジランド
AT	オーストリア	GB	イギリス	LV	ラトヴィア	TD	チャド
AU	オーストラリア	GE	ジョージア	MC	モナコ	TG	トーゴ
AZ	アゼルバイジャン	GH	ガーナ	MD	モルドバ	TJ	タジキスタン
BA	ボスニア・ヘルツェゴビナ	GN	ギニア	MG	マダガスカル	TM	トルクメニスタン
BB	バルバドス	GM	ガンビア	MK	マケドニア共和国	TR	トルコ
BE	ベルギー	GW	ギニア・ビサウ		マリ	TT	トリニダード・トバゴ
BG	ブルガリア	GR	ギリシャ	ML	モリタニア	UA	ウクライナ
BJ	ベナン	HU	ハンガリー	MN	モンゴル	UG	ウガンダ
BR	ブラジル	IE	アイルランド	MR	モーリタニア	US	米国
BY	ベラルーシ	IL	イスラエル	MW	マラウイ	UZ	ウズベキスタン
CA	カナダ	IS	アイスランド	MX	メキシコ	VN	ベトナム
CC	中央アフリカ共和国	IT	イタリア	NE	ニジェール	YU	ユーゴスラヴィア
CG	コンゴ共和国	JP	日本	NL	オランダ	ZW	ジンバブエ
CH	スイス	KE	ケニア	NO	ノルウェー		
CI	コートジボワール	KR	韓国	NZ	ニュージーランド		
CM	カメルーン	KP	北朝鮮	PL	ポーランド		
CN	中国	KZ	カザフスタン	PT	ポルトガル		
CU	キューバ	LC	セントクリスティアン	RO	ルーマニア		
CY	キプロス	LI	リヒテンシュタイン	RU	ロシア		
CZ	チェコ	LK	スリランカ	SD	スーダン		
DE	ドイツ	LR	リベリア	SE	スウェーデン		
DK	デンマーク	LS	レソト	SI	スロベニア		
EE	エストニア			SK	スロバキア		
ES	スペイン			SL	シエラレオネ		

明 細 書

窒化物半導体素子

技術分野

本発明は、LED（発光ダイオード）、LD（レーザダイオード）、あるいはスーパーミネッセントダイオード（SLD）等の発光素子、太陽電池、光センサー等の受光素子、あるいはトランジスタ、パワーデバイス等の電子デバイスに使用される窒化物半導体（ $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ 、 $0 \leq X$ 、 $0 \leq Y$ 、 $X + Y \leq 1$ ）を用いた素子に関する。

背景技術

窒化物半導体は高輝度青色LED、純緑色LEDの材料として、フルカラーLEDディスプレイ、交通信号等で最近実用化されたばかりである。これらの各種デバイスに使用されるLEDは、 InGaN よりなる井戸層を有する単一量子井戸構造（SQW：Single-Quantum-Well）、若しくは多重量子井戸構造（MQW：Multi-Quantum-Well）の活性層が、n型窒化物半導体層とp型窒化物半導体層との間に挟まれたダブルヘテロ構造を有している。青色、緑色等の波長は InGaN 井戸層の In 組成比を増減することで決定されている。

また、本出願人は、最近この材料を用いてパルス電流下、室温での410nmのレーザ発振を世界で初めて発表した（例えば、Jpn. J. Appl. Phys. 35(1996)L74、Jpn. J. Appl. Phys. 35(1996)L217等）。このレーザ素子は、 InGaN よりなる井戸層を用いた多重量子井戸構造の活性層を有するダブルヘテロ構造を有し、パルス幅2 μs 、パルス周期2msの条件で、閾

値電流 610 mA、閾値電流密度 8.7 kA/cm^2 、410 nm の発振を示す。さらに、我々は改良したレーザ素子を Appl. Phys. Lett. 69(1996)1477 において発表した。このレーザ素子は、p 型窒化物半導体層の一部にリッジストライプが形成された構造を有しており、パルス幅 $1 \mu\text{s}$ 、パルス周期 1 ms 、デューティ比 0.1% で、閾値電流 187 mA、閾値電流密度 3 kA/cm^2 、410 nm の発振を示す。そして、さらに我々は室温での連続発振にも初めて成功し、発表した。[例えば、日経エレクトロニクス 1996 年 12 月 2 日号 技術速報、Appl. Phys. Lett. 69(1996)3034、Appl. Phys. Lett. 69(1996)4056 等]、このレーザ素子は 20°C において、閾値電流密度 3.6 kA/cm^2 、閾値電圧 5.5 V、1.5 mW 出力において、27 時間の連続発振を示す。

窒化物半導体よりなる青色、緑色 LED は順方向電流 (I_f) 20 mA で、順方向電圧 (V_f) が 3.4 V ~ 3.6 V あり、GaAlAs 系の半導体よりなる赤色 LED に比べて 2 V 以上高いため、さらなる V_f の低下が望まれている。また、LD では閾値での電流、電圧が未だ高く、室温で長時間連続発振させるためには、この閾値電流、電圧が下がるような、さらに効率の高い素子を実現する必要がある。

レーザ素子の閾値電圧を低下させることができれば、その技術を LED 素子に適用すると、LED 素子の V_f の低下が予想できる。従って本発明の目的とするところは、主として窒化物半導体よりなる LD 素子の閾値での電流、電圧を低下させることにより長時間の連続発振を実現することにある。

なお、本明細書において使用する一般式 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 、 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 等は単に窒化物半導体層の組成式を示すものであって、異なる層が例えば同一の組成式で示されていても、それらの層の X 値、Y 値が一致してい

ることを示すものではない。

発明の開示

本発明に係る第1の窒化物半導体素子は、1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域と、該p導電側の半導体領域を介してキャリアが注入されて所定の動作をする窒化物半導体からなる活性層とを備えた窒化物半導体素子において、前記p導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、それぞれ窒化物半導体からなりかつ互いに組成の異なる第1の層と第2の層とが積層された超格子層であることを特徴とする。

このようにすると、前記超格子層である窒化物半導体層の結晶性を良好にでき、該窒化物半導体層の抵抗値を極めて低くできる。これによって、前記p導電側の半導体領域の抵抗を小さくできるので、前記窒化物半導体素子の電力効率を高くすることができる。

ここで、p導電側の半導体領域とは活性層と正電極（p電極）との間にある1又は2以上の窒化物半導体層からなる領域を指し、n導電側の半導体領域とは、活性層を挟んでp導電側と反対側にある1又は2以上の窒化物半導体層からなる領域を指すものとする。

また、本発明に係る第2の窒化物半導体素子は、1又は2以上の窒化物半導体層からなるn導電側の半導体領域と1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域との間に、窒化物半導体からなる活性層を有する窒化物半導体素子において、前記p導電側の半導体領域又は前記n導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、それぞれ窒化物半導体からなりかつ互いに組成の異なる第1の層と第2の層とが積層された超格子層であることを特徴とする。

このようにすると、前記超格子層の結晶性を良好にでき、該窒化物半導体層の抵抗値を極めて低くできるので、前記p導電側の半導体領域又は前記n導電側の半導体領域の抵抗を小さくできるので、前記窒化物半導体素子の電力効率を高くすることができる。

また、本発明の第1と第2の窒化物半導体素子においては、前記超格子層の結晶性をさらに良くするために、前記超格子層は、100オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第1の層と、該第1の層と組成が異なりかつ100オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第2の層とが積層されることが好ましい。

さらに、本発明の第1又は第2の窒化物半導体素子においては、活性層にキャリアを閉じ込めるために、前記第1の層、及び第2の層の内の少なくとも一方が、比較的、エネルギーバンドギャップの大きい、少なくともAlを含む窒化物半導体で形成されることが好ましく、 $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 < Y \leq 1$) で形成することがさらに好ましい。

また、本発明の第1又は第2の窒化物半導体素子において、第1の層が $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq X \leq 1$) からなり、第2の層が $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 \leq Y \leq 1$ 、 $X = Y \neq 0$) からなることが好ましい。これによって、窒化物半導体全体の結晶性を良くできるので、該窒化物半導体素子の出力を向上させることができる（電力効率の向上）。従って、該素子がLED素子又はLD素子である場合には、順方向電圧（以下単に V_f という）、閾値電流、電圧等を低くすることができる。

尚、本発明の第1又は第2の窒化物半導体素子では、さらに結晶欠陥の少ない層を形成するために、前記超格子層において、前記第1の層が式 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq X < 1$) で表される窒化物半導体からなり、かつ前記第2の層が式 $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 < Y < 1$) で表される窒化物半導体から

なることがさらに好ましい。

また、本発明の第1又は第2の窒化物半導体素子において、前記第1の層、及び第2の層の膜厚は、70オングストローム以下であることが好ましく、さらに好ましくは40オングストローム以下に設定する。また、前記第1の層、及び第2の層の膜厚は、5オングストローム以上であることが好ましく、さらに好ましくは10オングストローム以上に設定する。この範囲内に設定することにより、従来では成長させにくかった $Al_{1-Y}Ga_YN$ ($0 < Y \leq 1$)等の窒化物半導体層が結晶性良く形成することができる。

特に、p電極と活性層との間にあるp導電側の半導体領域の窒化物半導体層の内の少なくとも一層、及び／又はn電極が形成される電流注入層としてのn側コンタクト層と活性層との間にあるn導電側の半導体領域の窒化物半導体層の内の少なくとも一層を超格子層とする場合に、その超格子層を構成する第1の層、及び第2の層を前記膜厚に設定することによる効果が大きい。

また、本発明の第1又は第2の窒化物半導体素子において、前記p導電側の半導体領域に1つの窒化物半導体層として、p電極を形成するためのp側コンタクト層を備え、該p側コンタクト層の膜厚を500オングストローム以下に設定することが好ましい。このように、p側コンタクト層を薄く形成することにより、該p側コンタクト層の厚さ方向の抵抗値を下げるができる。従って、本発明ではさらに、p側コンタクト層の膜厚を300オングストローム以下に設定することがさらに好ましい。また、該p側コンタクト層の膜厚の下限は、該p型コンタクト層の下の半導体層を露出させないように、10オングストローム以上に設定することが好ましい。

本発明の第2の窒化物半導体素子が、p導電側の半導体領域に、p電極を形成するためのp側コンタクト層として窒化物半導体層を備えている場合には、前記超格子層が、前記活性層と前記p側コンタクト層との間に形成されることが好ましい。

また、本発明の第2の窒化物半導体素子がさらに、基板上に第1のバッファ層を介して形成された、膜厚0.1 μm 以上の窒化物半導体からなる第2のバッファ層と、該第2のバッファ層上に形成された、n型不純物がドーピングされた窒化物半導体からなるn側コンタクト層を前記窒化物半導体層として有し、該n側コンタクト層にn電極が形成されることが好ましい。

これによって、キャリア濃度が大きく結晶性のよいn側コンタクト層を形成することができる。

さらに結晶性のよい、前記第2バッファ層を形成するために、前記第2のバッファ層の不純物濃度が、前記n側コンタクト層に比較して低濃度であることが好ましい。

また、上記窒化物半導体素子において、前記第1のバッファ層、及び前記第2のバッファ層の内の少なくとも一方は、それぞれ膜厚100オングストローム以下の互いに組成が異なる窒化物半導体層が積層された超格子層よりなることが好ましい。これによって、バッファ層上に形成される窒化物半導体層を結晶性良く形成することができる。

また、本発明の第2の窒化物半導体素子が、前記n導電側の半導体領域にn電極を形成するためのn側コンタクト層を窒化物半導体層として備えている場合には、前記超格子層が、前記活性層と前記n側コンタクト層との間に形成されることが好ましい。

前記活性層と前記p側コンタクト層との間、又は前記活性層と前記n側コンタクト層との間に形成される層は、例えば、LD素子では、キャリア

閉じ込め層、光ガイド層として作用するクラッド層であり、これらの層を超格子層とすることで、閾値電流、電圧を顕著に低下させることができる。

特に、活性層と前記 p 型コンタクト層との間にある例えば、p 型のクラッド層を超格子層とすることによる、閾値電流、電圧を低げる効果は大きい。

また、本発明の第 2 の窒化物半導体素子においては、前記第 1 の層及び第 2 の層の内の少なくとも一方には、導電型を決定する不純物がドーピングされていることが好ましく、さらに、超格子層内において第 1 の層と第 2 の層で不純物濃度が異なることが好ましい。なお、導電型を決定する不純物とは、窒化物半導体にドーピングされる周期律表第 4 A 族、4 B 族、第 6 A 族、第 6 B 族に属する n 型不純物、及び 1 A、1 B 族、2 A 族、2 B 族に属する p 型不純物を指す（以下、本明細書において、適宜 n 型不純物、p 型不純物と記す。）。

本発明の第 2 の窒化物半導体素子において、前記超格子層は、n 電極が接する n 側コンタクト層として形成することができ、これによって、n 側コンタクト層の抵抗を下げることができるので、例えば、レーザ素子では、さらに閾値電圧、閾値電流を低下させることができる。

前記第 1 と第 2 の窒化物半導体素子が p 導電側の半導体領域に超格子層を備えたレーザ発振素子である場合は、前記超格子層及び該超格子層より上の層に、その長手方向が共振方向に一致しかつ所定の幅を有するリッジ部が形成されることが好ましい。

本発明に係る第 1 のレーザダイオードは、n 側クラッド層を含む n 導電側の半導体領域と、p 側クラッド層を含む p 導電側の半導体領域との間に活性層を備え、該活性層においてレーザ発振する窒化物半導体素子であって、前記 n 側クラッド層が、100 オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第 1 の層と、該第 1 の層と組成が異なりかつ 100

オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第2の層とが積層された超格子層であり、かつ前記p側クラッド層が100オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第3の層と、該第3の層と組成が異なりかつ100オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第4の層とが積層された超格子層であることを特徴とする。

これによって、該窒化物半導体素子は、レーザ発振時の閾値電流及び閾値電圧を低くすることができる。

前記p側クラッド層及び該クラッド層より上の層に、その長手方向が共振方向に一致しかつ所定の幅を有するリッジ部が形成されることが好ましい。

また、本発明の第3の窒化物半導体素子は、1又は2以上の窒化物半導体層からなるn導電側（以下、n側という。）の半導体と、1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側（以下、p側という。）の半導体との間に、窒化物半導体からなる活性層を有する窒化物半導体素子であって、前記n導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いにn型不純物濃度が異なる第1と第2の窒化物半導体層とが積層されてなるn側超格子層であることを特徴とする。

これによって、超格子層で構成された窒化物半導体層の電気抵抗を小さくできるので、n導電側の半導体領域全体としての抵抗を小さくできる。

また本発明の第4の窒化物半導体素子は、1又は2以上の窒化物半導体層からなるn導電側の半導体領域と1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域との間に、窒化物半導体からなる活性層を有する窒化物半導体素子であって、前記p導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互い

に p 型不純物濃度が異なる第 3 と第 4 の窒化物半導体層とが積層されてなる p 側超格子層であることを特徴とする。

これによって、超格子層で構成された窒化物半導体層の電気抵抗を小さくできるので、p 導電側の半導体領域全体としての抵抗を小さくできる。

なお、第 1 の窒化物半導体層と第 2 の窒化物半導体層との積層順序、及び第 3 の窒化物半導体層と第 4 の窒化物半導体層との積層順序は問わないことは言うまでもない。

さらに本発明の第 5 の窒化物半導体素子は、1 又は 2 以上の窒化物半導体層からなる n 導電側の半導体領域と 1 又は 2 以上の窒化物半導体層からなる p 導電側の半導体領域との間に活性層が形成されてなる窒化物半導体素子であって、前記 n 導電側の半導体領域の少なくとも 1 つの窒化物半導体層は、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いに n 型不純物濃度が異なる第 1 と第 2 の窒化物半導体層とが積層されてなる n 側超格子層であり、前記 p 導電側の半導体領域の少なくとも 1 つの窒化物半導体層は、互いにバンドギャップエネルギーが異なりかつ互いに p 型不純物濃度が異なる第 3 と第 4 の窒化物半導体層とが積層されてなる p 側超格子層であることを特徴とする。

これによって、超格子層である窒化物半導体層の電気抵抗を小さくできるので、n 導電側及び p 導電側の半導体領域の全体としての抵抗を小さくできる。

本発明の第 3 又は第 5 の窒化物半導体素子では、n 側超格子層は、例えば発光素子、受光素子のような光電変換素子であれば、基板に接して形成されたバッファ層、n 電極が形成される n 側コンタクト層、キャリア閉じ込めとしての n 側クラッド層、及び活性層の発光を導波する n 側光ガイド層の内の少なくとも 1 種の層として形成される。第 4 又は第 5 の窒化物半

導体素子では、p側超格子層は、p電極が形成されるp側コンタクト層、キャリア閉じ込めとしてのp側クラッド層、及び活性層の発光を導波するp側光ガイド層の内の少なくとも1種の層として形成される。

本発明の第3及び第5の窒化物半導体素子では、n側超格子層においてバンドギャップエネルギーの大きな第1の窒化物半導体層の不純物濃度をバンドギャップエネルギーの小さい第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して、大きくしてもよいし、小さくしてもよい。

前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、キャリアをバンドギャップエネルギーの大きな第1の窒化物半導体層で発生させて、バンドギャップエネルギーの小さい第2の窒化物半導体層に注入でき、注入されたキャリアを不純物濃度が小さく移動度の大きい第2の窒化物半導体層で移動させることができるので、n側超格子層の電気抵抗を小さくできる。

また、前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、第1の窒化物半導体素子では、超格子層の第1の窒化物半導体層において、第2の窒化物半導体層に近接する部分（以下、近接部分という。）のn型又はp型不純物濃度を、第2の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。

これによって、第2の窒化物半導体層中を移動するキャリアが、前記近接部分の不純物によって散乱されるのを防止でき、第2の窒化物半導体層の移動度をさらに高くでき、超格子層の電気抵抗をさらに低くできる。

具体的には、第3、第5の窒化物半導体素子において、バンドギャップエネルギーの大きい第1の窒化物半導体層にn型不純物を多くドーピングする場合、第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲にあり、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が、

第1の窒化物半導体層より小さくかつ $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下に設定することが好ましい。なおバンドギャップエネルギーが小さい第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度は、 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下であることがより好ましく、 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下であることがより好ましい。すなわち、第2の窒化物半導体層の移動度を高くする観点からは、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度は小さければ小さいほどよく、第2の窒化物半導体層をアンドープ（undope）層、即ち不純物を意図的にドーブしない状態が最も望ましい。

また、前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さくした場合、前記第2の窒化物半導体層において、前記第1の窒化物半導体層に近接する部分のn型不純物濃度を前記第1の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。

さらに、前記第1の窒化物半導体層の不純物濃度を第2の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さくした場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であり、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。

尚、前記第1の窒化物半導体層は、好ましくは $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下、さらに好ましくは $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下、最も好ましくはアンドープ（undope）、すなわち、不純物を意図的にドーブしない状態が最も望ましい。

また、第3及び第5の窒化物半導体素子では、結晶性のよいn側超格子層を形成するために、前記第1の窒化物半導体層を比較的エネルギーバンドギャップが大きくかつ結晶性のよい層を成長させることができる $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ （ $0 < Y < 1$ ）で形成し、前記第2の窒化物半導体層を比較的

エネルギーバンドギャップが小さく結晶性のよい層を成長させることができる $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) で形成することが好ましい。

また、第3及び第5の窒化物半導体素子では、超格子層において、前記第2の窒化物半導体層が GaN からなることがさらに好ましい。これによって、前記第1の窒化物半導体層 ($\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$) と、前記第2の窒化物半導体層 (GaN) とを同じ雰囲気中で成長させることができるので、超格子層の製造上極めて有利である。

また、第3及び第5の窒化物半導体素子では、超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < X < 1$) で形成し、前記第2の窒化物半導体層は $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) で形成することもできる。

さらに、前記第1の窒化物半導体層又は前記第2の窒化物半導体層には、 n 型不純物がドーピングされていないことがさらに好ましい。

本発明の第4及び第5の窒化物半導体素子では、 p 側超格子層においてバンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層の不純物濃度をバンドギャップエネルギーの小さい第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して、大きくしてもよいし、小さくしてもよい。

前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、キャリアをバンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層で発生させて、バンドギャップエネルギーの小さい第4の窒化物半導体層に注入でき、注入されたキャリアを不純物濃度が小さく移動度の大きい第4の窒化物半導体層で移動させることができるので、超格子層の電気抵抗を小さくできる。

また、第4及び第5の窒化物半導体素子では、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくし

た場合、p側超格子層の第3の窒化物半導体層において、第4の窒化物半導体層に近接する部分（以下、近接部分という。）のp型不純物濃度を、第4の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。これによって、第4の窒化物半導体層中を移動するキャリアが、前記近接部分の不純物によって散乱されるのを防止でき、第4の窒化物半導体層の移動度をさらに高くでき、超格子層の電気抵抗をさらに低くできる。

また、第4、第5の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して大きくした場合、バンドギャップエネルギーが大きい第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が、第3の窒化物半導体層の不純物濃度より小さくかつ $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下に設定することがより好ましい。なおバンドギャップエネルギーが小さい第4の窒化物半導体層は $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であることがより好ましく、 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下であることがさらに好ましい。すなわち、第4の窒化物半導体層の移動度を高くする観点からは、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度は小さければ小さいほどよく、第4の窒化物半導体層をアンドープ層、即ち不純物を意図的にドーブしない状態が最も望ましい。

また、第4及び第5の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さくした場合、前記第4の窒化物半導体層において、前記第3の窒化物半導体層に近接する部分のp型不純物濃度を前記第3の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくすることが好ましい。

また、第4及び第5の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層の不純物濃度を第4の窒化物半導体層の不純物濃度に比較して小さく

くした場合、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下であり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。

尚、前記第3の窒化物半導体層は、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下、さらに好ましくは $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下、最も好ましくはアンドープ (undoped)、すなわち、不純物を意図的にドーピングしない状態が最も望ましい。

また、第4及び第5の窒化物半導体素子において、結晶性のよい超格子層を形成するために、前記第3の窒化物半導体層を比較的エネルギーバンドギャップが大きくかつ結晶性のよい層を成長させることができる $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) で形成し、前記第4の窒化物半導体層を $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) で形成することが好ましい。前記第4の窒化物半導体層は、 GaN からなることがさらに好ましい。これによって、前記第3の窒化物半導体層 ($\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$) と、前記第4の窒化物半導体層 (GaN) とを同じ雰囲気中で成長させることができるので、超格子層の製造上極めて有利である。

また、第4及び第5の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < X < 1$) で形成し、前記第4の窒化物半導体層は $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) で形成してもよい。

また、第4及び第5の窒化物半導体素子において、前記第3の窒化物半導体層又は前記第4の窒化物半導体層には、p型不純物がドーピングされていないことが好ましい。

第5の窒化物半導体素子では、前記n側超格子層において、前記第1の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーが前記第2の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーより大きく、かつ前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度より高く、

しかも、前記 p 側超格子層において、前記第 3 の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーが前記第 4 の窒化物半導体層のバンドギャップエネルギーより大きく、かつ前記第 3 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度が前記第 4 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度より高く設定することができる。

この場合、前記第 1 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲であって、第 2 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下でありかつ、前記第 3 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲であって、前記第 4 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度が $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下であることが好ましい。

また、第 5 の窒化物半導体素子では、前記 n 側超格子層において、前記第 1 の窒化物半導体層は、前記第 2 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 2 の窒化物半導体層より大きい n 型不純物濃度とを有するように設定しかつ、前記 p 側超格子層において、前記第 3 の窒化物半導体層は、前記第 4 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 4 の窒化物半導体層より小さい p 型不純物濃度とを有するように設定することができる。

この場合、前記第 1 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲であって、第 2 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下でありかつ、

前記第 3 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度が $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下であり、にあり、第 4 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。

また、第 5 の窒化物半導体素子では、前記 n 側超格子層において、前記第 1 の窒化物半導体層は、前記第 2 の窒化物半導体層より大きいバンドギャ

ップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より大きいp型不純物濃度とを有するように設定することができる。

この場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲であって、前記第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下であることが好ましい。

さらに、第5の窒化物半導体素子では、前記n側超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、前記p側超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有するように設定することができる。

この場合、前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲でありかつ、前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 以下であり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ の範囲であることが好ましい。

第5の窒化物半導体素子では、前記n側超格子層において、前記第1の

窒化物半導体層は $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 < Y < 1$) で形成し、前記第 2 の窒化物半導体層は $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq X < 1$) で形成しかつ、前記 p 側超格子層において、前記第 3 の窒化物半導体層は $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 < Y < 1$) で形成し、前記第 4 の窒化物半導体層は $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq X < 1$) で形成することができる。

さらに、前記第 2 と第 4 の窒化物半導体層がそれぞれ、 GaN からなることが好ましい。

第 5 の窒化物半導体素子では、前記 n 側超格子層において、前記第 1 の窒化物半導体層は $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X < 1$) で形成し、前記第 2 の窒化物半導体層は $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 < Y < 1, X > Y$) で形成し、前記 p 側超格子層において、前記第 3 の窒化物半導体層は $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X < 1$) で形成し、前記第 4 の窒化物半導体層は $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 < Y < 1, X > Y$) で形成することができる。

さらに、第 5 の窒化物半導体素子では、前記第 1 の窒化物半導体層又は前記第 2 の窒化物半導体層は、n 型不純物がドーピングされていないアンドープ層であることが好ましく、前記第 3 の窒化物半導体層又は前記第 4 の窒化物半導体層は、p 型不純物がドーピングされていないアンドープ層であることが好ましい。

また、第 3 第 4 第 5 の窒化物半導体素子では、前記活性層が $InGaN$ 層を含むことが好ましく、前記 $InGaN$ 層が量子井戸層であることがさらに好ましい。尚、前記活性層は、単一量子井戸構造であってもよいし、多重量子井戸構造であってもよい。

また、本発明に係る第 2 のレーザダイオードは、前記活性層が p 側クラッド層と n 側クラッド層の間に位置するレーザ発振素子であって、前記 p 側クラッド層と前記 n 側クラッド層のうちの少なくとも一方が、前記 n 側超

格子層又は前記 p 側超格子層である。これによって、しきい値電流の低いレーザ発振素子を構成できる。

また、前記第 2 のレーザダイオードでは、前記 p 側クラッド層と活性層との間、又は前記 p 側クラッド層と活性層との間の少なくとも一方に、In を含む窒化物半導体又は GaN からなり、不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下である光ガイド層が形成されることが好ましい。この光ガイド層は、前記活性層で発生する光の吸収率が低いので、活性層の発光を消衰させることが少なく、低利得で発振可能なレーザ素子を実現できる。本発明では、光の吸収率を低くするために、前記光ガイド層の不純物濃度は $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以下であることがより好ましく、 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下であることがさらに好ましく、アンドープであることが最も好ましい。尚、前記光ガイド層を超格子構造にしてもよい。

さらに、前記光ガイド層と活性層との間に、活性層の井戸層及び前記光ガイド層のバンドギャップエネルギーよりも大きいバンドギャップエネルギーを有する、膜厚 $0.1 \mu\text{m}$ 以下の窒化物半導体よりなるキャップ層が形成されることが好ましく、そのキャップ層の不純物濃度は $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上に設定することが好ましい。このように、バンドギャップエネルギーの大きな前記キャップ層を形成することにより、リーク電流を少なくすることができる。この光ガイド層及びキャップ層は p 導電側窒化物半導体層側に形成されているとより効果的である。

また本発明においては、第 3 ～ 第 5 の窒化物半導体素子は、窒化物半導体とは異なる材料よりなる異種基板上に窒化物半導体層を成長させ、該成長された窒化物半導体層上に、該窒化物半導体層の表面を部分的に露出させるように保護膜を形成した後、露出された窒化物半導体層から前記保護膜を覆うように成長された窒化物半導体からなる窒化物半導体基板の上に

形成することが好ましい。これによって、第3～第5の窒化物半導体素子の各層を結晶性よく形成できるので、優れた特性を有する窒化物半導体素子を形成することができる。

本願発明では、この異種基板、及び保護膜は、窒化物半導体素子が形成された（又はされるべき）窒化物半導体層を基板として残して、素子成長前または素子成長後に除去してもよい。

キャップ層はp導電側窒化物半導体層側に形成されているとより効果的である。また、本発明に係るレーザダイオードにおいて、p側クラッド層が超格子層である場合には、前記p側クラッド層及び該p側クラッド層より上の層に、その長手方向が共振方向に一致しかつ所定の幅を有するリッジ部が形成されることが好ましい。

本発明に係る第6の窒化物半導体発光素子は、n側クラッド層とp側クラッド層との間に、Inを含む第1の窒化物半導体層を有する活性層を備えた窒化物半導体発光素子において、前記n側クラッド層は、Alを含む第2の窒化物半導体層を有する厚さ0.5 μm 以上の超格子層からなり、かつ該n側クラッド層のAlの平均組成が、該n側クラッド層の μm で表した厚さと該n側クラッド層に含まれる百分率で表したAlの平均組成との積が4.4以上になるように設定されたことを特徴とする。

これによって、窒化物半導体発光素子において、前記n側クラッド層の光閉じ込め効果を向上させることができるので、例えば、レーザ発振素子では、発振閾値を低くでき、長寿命でかつ信頼性を高くできる。

また、基板を用いてレーザ素子を形成する場合、通常基板に近い側に前記n側クラッド層を形成するが、そのn側クラッド層による光閉じ込めが不十分であると、n側クラッド層から漏れた光が基板等で反射されることにより、遠視野パターンや近視野パターン等の形状を乱し、例えば、レー

ザ光のスポットが複数個となって観測される等の問題を生じる。しかしながら、本発明に係る第6の窒化物半導体発光素子では、上述のように前記n側クラッド層の光閉じ込め効果を向上させることができるので、遠視野パターンや近視野パターン等の形状を乱すことがなく、例えば、単一のスポットのレーザ光を発生させることができる。

また、本発明の第6の窒化物半導体発光素子においては、前記n側クラッド層の厚さが $0.8\mu\text{m}$ 以上であり、前記n側クラッド層に含まれるAlの平均組成が5.5%以上であること、又は、前記n側クラッド層の厚さが $1.0\mu\text{m}$ 以上であり、前記n側クラッド層に含まれるAlの平均組成が5%以上であること、が好ましい。

又は、前記n側クラッド層の厚さが $1.2\mu\text{m}$ 以上であり、前記n側クラッド層に含まれるAlの平均組成が4.5%以上であることが好ましい。

さらに、本発明の第6の窒化物半導体発光素子においては、p側クラッド層は、Alを含む第3の窒化物半導体層を有する超格子層からなり、前記n側クラッド層が前記p側クラッド層より厚いことが好ましい。

また、前記p側クラッド層が $1.0\mu\text{m}$ より薄いことがさらに好ましい。

また、本発明の第6の窒化物半導体発光素子においては、前記n側クラッド層とp側クラッド層の、前記活性層を含む層の厚さが、 200\AA 以上、 $1.0\mu\text{m}$ 以下の範囲に設定されることが好ましい。

図面の簡単な説明

図1は、本発明に係る実施形態1の窒化物半導体素子（LED素子）の構造を示す模式断面図である。

図2は、本発明に係る実施形態2の窒化物半導体素子（レーザダイオード）の構造を示す模式断面図である。

図3は、本発明に係る実施形態3の窒化物半導体素子（レーザダイオード）の構造を示す模式断面図である。

図4は、図5のレーザダイオードの斜視図である。

図5は、本発明に係る実施例1のレーザダイオードにおけるp側コンタクト層の膜厚と、閾値電圧との関係を示すグラフである。

図6は、本発明に係る実施例26のレーザダイオードの模式断面図である。

図7は、本発明に係る実施例28のレーザダイオードの構造を示す模式断面図である。

図8は、本発明に係る実施例33のレーザダイオードの構造を示す模式断面図である。

図9は、本発明に係る実施形態4の窒化物半導体素子（レーザダイオード）の構造を示す模式斜視図である。

発明を実施するための最良の形態

以下、図面を参照して本発明に係る実施の形態の窒化物半導体素子について説明する。

実施形態1.

図1は、本発明に係る実施形態1の窒化物半導体素子の構造を示す模式的な断面図である。該窒化物半導体素子は、基本的な構造として、サファイアよりなる基板1の上に、Ga₂Nよりなるバッファ層2、Siドープn型Ga₂Nよりなるn側コンタクト層3、単一量子井戸構造のInGa₂Nよりなる活性層4、互いに組成の異なる第1の層と第2の層とが積層された超格子層よりなるp側クラッド層5、MgドープGa₂Nよりなるp側コンタクト層6とが順に積層されているLED素子である。なお、実施形態1

の窒化物半導体素子において、p側コンタクト層6表面のほぼ全面には、透光性の全面電極7が形成され、全面電極7の表面にはボンディング用のp電極8が設けられており、窒化物半導体層の一部をエッチング除去して露出されたn側コンタクト層2の表面にはn電極9が設けられている。

ここで、実施形態1の窒化物半導体素子は、例えばp型不純物としてMgをドープした $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) よりなる膜厚30オングストロームの第1の層と、同じくp型不純物としてMgを第1の層と同量でドープしたp型 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y \leq 1$) よりなる膜厚30オングストロームの第2の層とが積層された超格子層で構成された低い抵抗値を有するp側クラッド層5を備えているので、 V_f を低くできる。このように超格子層をp層側に形成する場合は、Mg、Zn、Cd、Be等のp型不純物を第1の層、及び／又は第2の層にドープしてp型の導電性を有する超格子層とする。積層順としては、第1+第2+第1・・・、若しくは第2+第1+第2・・・の順でも良く、少なくとも合計2層以上積層する。

尚、それぞれ窒化物半導体からなり超格子層を構成する第1の層及び第2の層は、上述の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) よりなる層及び $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y \leq 1$) よりなる層に限定されるわけではなく、互いに組成が異なる窒化物半導体で構成されていれば良い。また、第1の層と第2の層とのバンドギャップエネルギーは異なっているとしても、同一でもかまわない。例えば、第1の層を $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) で構成し、第2の層を $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < y \leq 1$) で構成すると、第2の層のバンドギャップエネルギーが必ず第1の層よりも大きくなるが、第1の層を $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$) で構成し、第2の層を $\text{In}_z\text{Al}_{1-z}\text{N}$ ($0 < z \leq 1$) で構成すれば、第1の層と第2の層とは組成が異なるがバンドギャップエネルギーが同一の場合もあり得る。また第1の層を $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq$

$Y \leq 1$) で構成し、第2の層を $In_zAl_{1-z}N$ ($0 < Z \leq 1$) で構成すれば、同様に第1の層と第2の層とは組成が異なるがバンドギャップエネルギーが同一の場合もあり得る。

すなわち、本発明は、後述する作用を有する超格子層であれば、第1の層と第2の層のバンドギャップエネルギーが同じであっても、異なっても良い。以上のように、ここで言う超格子層とは、組成の異なる極めて薄い層が積層されたものであって、各層の厚さが十分薄いために、格子不整に伴う欠陥が発生することなく積層された層のことをいい、量子井戸構造を含む広い概念である。また、この超格子層は、内部に欠陥を有するものではないが、通常、格子不整に伴う歪みを有するので歪み超格子とも呼ばれる。本発明において、第1の層、第2の層のN（窒素）の一部をAs、P等のV族元素で置換してもNが存在している限り窒化物半導体に含まれる。

本発明において、超格子層を構成する第1の層、第2の層の膜厚は、1000オングストロームよりも厚いと、第1の層及び第2の層が弾性歪み限界以上の膜厚となり、該膜中に微少なクラック、あるいは結晶欠陥が入りやすくなるので、1000オングストローム以下の膜厚に設定することが好ましい。また、第1の層、第2の層の膜厚の下限は特に限定されず1原子層以上であればよい。尚、本実施形態1において、さらに結晶性を良くするために、第1の層、第2の層の膜厚は、70オングストローム以下に設定することが好ましく、さらに好ましくはより薄く設定し、40オングストローム～10オングストロームに設定することが最も好ましい。また、本発明では、10オングストローム以下（例えば、1原子層又は2原子層）に設定してもよいが、10オングストローム以下に設定すると、例えば、500オングストローム以上の膜厚のクラッド層を超格子層で形成する場

合、積層数が多くなり、製造工程上、形成時間及び手間がかかるので、第1の層、第2の層の膜厚は、10オングストロームより厚く設定することが好ましい。

図1に示す本実施形態1の窒化物半導体素子の場合、超格子層よりなるp型クラッド層5は、活性層4と電流注入層であるp側コンタクト層6との間に形成されて、キャリア閉じ込め層として作用している。このように、特に超格子層をキャリア閉じ込め層とする場合には、超格子層の平均バンドギャップエネルギーを活性層よりも大きくする必要がある。従って、窒化物半導体では、比較的大きなバンドギャップエネルギーを有するAlN、AlGa_N及びInAlN等のAlを含む窒化物半導体が、キャリア閉じ込め層として用いられる。これらの層のうちAlGa_Nは、単一層として厚く成長させると結晶成長中にクラックが入りやすい。

そこで、本実施形態1では、第1の層、及び第2の層の内の少なくとも一方を少なくともAlを含む窒化物半導体、好ましくはAl_YGa_{1-Y}N ($0 < Y \leq 1$)とし、第1の層と第2の層とを弾性歪み限界以下の膜厚で交互に成長させることにより、クラックが少なく非常に結晶性のよい超格子層を形成し、バンドギャップエネルギーが大きなクラッド層として用いている。

この場合、第1の層としてAlを含まない窒化物半導体層を100オングストローム以下の膜厚で成長させ、その上にAlを含む窒化物半導体よりなる第2の層を成長させると、第1の層が第2の層を成長させる際のバッファ層としても作用し、第2の層にクラックを入りにくくでき、さらにクラックのない結晶性のよい超格子層を形成できる。従って、本実施形態1では、超格子層をIn_XGa_{1-X}N ($0 \leq X \leq 1$)からなる第1の層(第2の層)とAl_YGa_{1-Y}N ($0 \leq Y \leq 1$ 、 $X \neq Y = 0$)からなる第2の層(第

1の層)で構成することが好ましい。

また、本実施形態1の窒化物半導体素子において、超格子層であるp側クラッド層5を構成する第1の層及び第2の層の内の少なくとも一方の層には、キャリア濃度を調整するために、該層の導電型をp型に設定するp型の不純物がドーピングされることが好ましい。また、第1の層と第2の層とにp型の不純物をドーピングする場合、第1の層と第2の層とで異なる濃度でドーピングしてもよい。第1の層、第2の層に異なる濃度でドーピングすると、一方の層のキャリア濃度が実質的に高くなり超格子層全体の抵抗値を低下させることができるからである。このように、本発明では、第1の層と、第2の層の両方に不純物を異なる濃度でそれぞれドーピングしても良いし、第1の層、第2の層のいずれか一方に不純物をドーピングしても良い。

なお、第1の層及び第2の層にドーピングされる不純物濃度は、特に本発明はこれに限定されないが、p型不純物で通常、 $1 \times 10^{16} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{22} / \text{cm}^3$ 、さらに好ましくは $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ 、最も好ましくは $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲に調整することが望ましい。 $1 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ よりも少ないとV_f、閾値電圧を低下させる効果が得られにくく、 $1 \times 10^{22} / \text{cm}^3$ よりも多いと超格子層の結晶性が悪くなる傾向にあるからである。またn型不純物も同様の範囲に調整することが望ましい。理由は同じである。

以上のように構成された超格子層は、第1の層、及び第2の層を弾性歪み限界以下の膜厚にして積層して形成しているので、結晶の格子欠陥を低下させることができ、かつ微少なクラックを減少させることができ、結晶性を飛躍的に良くすることができる。この結果、結晶性をあまり損なうことなく、不純物のドーピング量を多くでき、これによって、n型窒化物半導体層、p型窒化物半導体層のキャリア濃度を増加させることができ、かつ該

キャリアが結晶欠陥によって散乱されることなく移動できるので、超格子構造を有しないp型又はn型の窒化物半導体に比較して抵抗率を1桁以上低くすることができる。

従って、本実施形態1の窒化物半導体素子(LED素子)では、従来、低抵抗な窒化物半導体層を得ることが困難であったp導電側の半導体領域251(実施形態1では、p型クラッド層5とp型コンタクト層6とからなる領域)のp型クラッド層5を超格子層を用いて形成して、該p型クラッド層5の抵抗値を低くすることにより、 V_f を低くすることができる。つまり、窒化物半導体は、p型結晶が非常に得られにくい半導体であり、得られたとしても、n型窒化物半導体に比べて、通常抵抗率が2桁以上高い。そのためp型の超格子層をp導電側に形成することにより、超格子層で構成されたp型層を極めて低抵抗にすることができ、 V_f の低下が顕著に現れる。従来、p型結晶を得るため技術として、p型不純物をドーピングした窒化物半導体層をアニーリングして、水素を除去することによりp型の窒化物半導体を作製する技術が知られている(特許第2540791号)。しかし、p型の窒化物半導体が得られたといってもその抵抗率は、数 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上もある。そこで、このp型層をp型の超格子層とすることにより結晶性が良くなり、我々の検討によると、該p層の抵抗率を従来に比較して、1桁以上低くすることができ、 V_f の低下させる効果が顕著に現れる。

また、本実施形態1では、前記のように好ましくは第1の層(第2の層)を $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$)とし、第2の層(第1の層)を $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y \leq 1$ 、 $x \neq y = 0$)で構成することにより、結晶性のよいクラックのない超格子層を形成することができるので、素子寿命を向上させることができる。

次に、我々が以前に出願した特許公報を含む公知文献に開示された従来

例と本発明とを比較して説明する。

まず、本発明に類似した技術として、我々は先に特開平 8-22804 8号を提案した。この技術は活性層を挟む n 型クラッド層の外側、及び／又は p 型クラッド層の外側（つまり活性層からより離れた側）にレーザ光の光反射膜として AlGa_xN、Ga_{1-x}N、InGa_{1-x}N 等よりなる多層膜を形成する技術である。この技術は光反射膜として多層膜を形成するので、その各層の膜厚が $\lambda/4n$ （ n : 窒化物半導体の屈折率、 λ : 波長）で設計されるため非常に厚い。従って多層膜の各膜厚が弾性歪み限界以下の膜厚ではない。また、USP 5, 146, 465号には活性層を Al_xGa_{1-x}N / Al_yGa_{1-y}N よりなるミラーで挟んだ構造のレーザ素子が記載されている。この技術も前技術と同様に AlGa_xN / AlGa_xN をミラーとして作用させるために、各層の膜厚を厚くしなければならない。さらに AlGa_xN のような硬い半導体をクラックなしに何層も積層することは非常に難しい。

一方、本実施形態 1 では超格子層を構成するように第 1 と第 2 の層の各膜厚を、設定（好ましくは、両方とも 100 オングストローム以下と臨界膜厚以下に設定する。）しており、前記技術とは異なる。すなわち、本発明では超格子層を構成する窒化物半導体の歪み超格子による効果を利用し、結晶性を向上させて、V_f を低下させている。

さらに、特開平 5-110138号、特開平 5-110139号公報には薄膜の AlN と GaN とを積層して Al_yGa_{1-y}N の結晶を得る方法が記載されている。この技術は、所定の混晶比の Al_yGa_{1-y}N の混晶を得るために、数十オングストロームの膜厚の AlN、GaN を積層する技術であって本発明の技術とは異なる。しかも InGa_{1-x}N よりなる活性層を有していないので、超格子層にクラックが入りやすい。また、特開平 6-2

1511号、6-268257号公報ではGa_{1-x}NとInGa_{1-x}N、若しくはInGa_{1-x}NとInGa_{1-x}Nとを積層した多重量子井戸構造の活性層を有するダブルヘテロ構造の発光素子が記載されている。本発明では活性層以外の層を多重構造とする技術であり、この技術とも異なる。

また、活性層以外の層を超格子層とする構造は、特開平2-288371号公報（米国特許第5,005,057号）に開示されているが、該公報に開示されている超格子層は、BP層とGaAlN層との超格子層である点で、互いに組成の異なる窒化物半導体層の超格子層である本発明とは構成が異なり、かつ作用効果も異なる。

さらに本発明の素子ではInGa_{1-x}Nのような、少なくともインジウムを含む窒化物半導体を活性層に備える場合に、超格子の効果が顕著に現れる。InGa_{1-x}N活性層はバンドギャップエネルギーが小さく窒化物半導体素子の活性層としては最も適している。そのためIn_xGa_{1-x}Nと、Al_yGa_{1-y}Nよりなる超格子層を、活性層を挟設する層として形成すると、活性層とのバンドギャップエネルギー差、屈折率差を大きくできるため、該超格子層がレーザ素子を実現する際に非常に優れた光閉じ込め層として動作させることができる（実施形態2の窒化物半導体素子に適用）。さらにInGa_{1-x}Nは結晶の性質が他のAlGa_{1-x}NのようなAlを含む窒化物半導体に比べて柔らかいので、InGa_{1-x}Nを活性層とすると、積層した各窒化物半導体層にクラックが入りにくくなる。逆にAlGa_{1-x}Nのような窒化物半導体を活性層とすると、その結晶の性質が硬いために結晶全体にクラックが入りやすくなる傾向にある。

さらに本実施形態1では、p側コンタクト層6の膜厚を500オングストローム以下、さらに好ましくは300オングストローム以下、最も好ましくは200オングストローム以下に調整することが望ましい。なぜなら、

上述したように抵抗率が数 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上もある p 型窒化物半導体層の膜厚を 500 オングストローム以下に調整することにより、さらに抵抗率を下げることができるため、閾値電流、電圧を低くすることができ、また p 型層から除去される水素の量を多くすることができ、さらに抵抗率を低下させることができる。

以上、詳述したように、本実施形態 1 の窒化物半導体素子 (LED 素子) では、p 型クラッド層 5 を第 1 の層と第 2 の層とが積層された超格子層で構成しているので、該 p 型クラッド層 5 を極めて低抵抗にでき、該 LED 素子の順方向電圧 V_f を低くできる。

以上の実施形態 1 では、p 側クラッド層 5 に超格子層を用いたが、本発明はこれに限らず、p 側コンタクト層 6 に p 型の超格子層を用いてもよい。すなわち、電流 (正孔) が注入される p 側コンタクト層 6 も例えば $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ よりなる第 1 の層と、 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ よりなる第 2 の層とが積層された p 型の超格子層とすることもできる。p 型コンタクト層 6 を超格子層として、第 1 の層のバンドギャップエネルギーが第 2 の層よりも小さい場合、バンドギャップエネルギーが小さい $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ もしくは GaN よりなる第 1 の層を最表面にして p 電極と接触する層とすることが好ましく、これによって、p 電極との接触抵抗が小さくなり好ましいオーミックが得られる。これはバンドギャップエネルギーが小さい第 1 の層の方が、第 2 の層よりもキャリア濃度の高い窒化物半導体層が得られやすい傾向にあるからである。また、本発明では、p 導電側の半導体領域 251 に、上述の p 側クラッド層及び p 側コンタクト層以外の p 型窒化物半導体層をさらに形成する場合は、該 p 型窒化物半導体層を超格子層で構成してもよい。

以上の実施形態 1 では、p 側クラッド層 5 に超格子層を用いたが、本発明は p 導電側半導体領域 251 に限らず、n 導電側の半導体領域 201 の

n側コンタクト層3にn型の超格子層を用いてもよい。このように、n側コンタクト層3を超格子層とする場合は、例えば、Si、Ge等のn型不純物を第1の層及び／又は第2の層にドーピングして、n型の導電性を有する超格子層を基板1と活性層4との間にn型コンタクト層3として形成することができる。この場合、特にn型コンタクト層3を不純物濃度が異なる超格子層とすると横方向の抵抗値が低下して、例えばレーザダイオードにおいて閾値電圧、電流が低下する傾向にあることが確認された。

これは、バンドギャップエネルギーの大きな層の方に、多くn型不純物をドーピングした超格子層をn層側のコンタクト層として形成した場合について、以下のようなHEMT (High-Electron-Mobility-Transistor) に類似した作用による効果と推察される。n型不純物がドーピングされたバンドギャップの大きい第1の層(第2の層)と、バンドギャップが小さいアンドープ(undoped) ; 以下、不純物がドーピングされていない状態をアンドープという)の第2の層(第1の層)とを積層した超格子層では、n型不純物を添加した層と、アンドープの層とのヘテロ接合界面で、バンドギャップエネルギーの大きな層側が空乏化し、バンドギャップエネルギーの小さな層側の厚さ(100オングストローム)前後の界面に電子(二次元電子ガス)が蓄積する。この二次元電子ガスがバンドギャップエネルギーの小さな層側にできるので、電子が走行するときに不純物による散乱を受けないため、超格子層の電子の移動度が高くなり、抵抗率が低下すると推察される。

また、本発明において、n導電側の半導体領域201にn側のクラッド層を設ける場合は、該n側のクラッド層を超格子層としてもよい。n導電側の半導体領域201にn側コンタクト層及びn側クラッド層以外のn型窒化物半導体層を形成する場合は、該n型窒化物半導体層を超格子層としてもよい。しかし、n導電側の半導体領域201に超格子層からなる窒化

物半導体層を設ける場合、キャリア閉じ込め層としてのn側クラッド層、若しくは電流（電子）が注入されるn側コンタクト層3を超格子構造とすることが望ましいことはいうまでもない。

このように、超格子層を活性層4と基板1との間のn導電側の半導体領域201に設ける場合、超格子層を構成する第1の層、第2の層には不純物をドーピングしなくても良い。なぜなら窒化物半導体はアンドープでもn型になる性質があるからである。但し、n層側に形成する場合においても上述のように、第1の層、第2の層にSi、Ge等のn型不純物をドーピングして、不純物濃度の差を設ける方が望ましい。

以上のように、超格子層をn導電側の半導体領域201に形成した場合の効果は、超格子層をp導電側の半導体領域251に設けた場合と同様に、結晶性の向上が挙げられる。詳細に説明すると、ヘテロ接合を有する窒化物半導体素子の場合、通常n型、p型のキャリア閉じ込め層は、活性層よりもバンドギャップエネルギーが大きいAlGaInで構成される。AlGaInは結晶成長が非常に難しく、例えば単一組成で0.5 μ m以上の膜厚で成長させようとする、結晶中にクラックが入りやすくなる性質がある。しかしながら、本発明のように第1の層と、第2の層とを弾性歪み限界以下の膜厚で積層して超格子層とすると、結晶性よく第1の層、第2の層を積層できるので、結晶性の良いクラッド層が成長できる。そのためn導電側の半導体領域201全体の窒化物半導体の結晶性が良くなり、n導電側の半導体領域201全体としての移動度を大きくできるので、その超格子層をクラッド層とした素子ではV_fを低下させることができる。さらに、超格子層にSi、Geの不純物をドーピングして、超格子層をコンタクト層とした場合には前記したHEMTに類似した効果が顕著に現れてくるようになると思われ、閾値電圧、V_fをさらに低下させることができる。

また、本発明では、超格子層には、第1の層及び第2の層に導電型を決定する不純物がドーピングされていなくてもよい。この不純物がドーピングされない超格子層は、n導電側の半導体領域201であれば活性層と基板との間におけるいずれの層として形成してもよく、p導電側の半導体領域251であれば、キャリア閉じ込め層（光閉じ込め層）と、活性層との間におけるいずれの層として形成してもよい。

このように、本発明において、超格子層は、活性層を挟設するn導電側の半導体領域201又はp導電側の半導体領域251に形成されるキャリア閉じ込め層としてのクラッド層、活性層の光ガイド層、若しくは電極が接して形成される電流注入層として用いられるため、超格子層を構成する窒化物半導体の平均バンドギャップエネルギーが活性層よりも大きくなるように調整することが望ましい。

尚、上述のように本明細書において、活性層とp電極との間にある窒化物半導体層からなる領域は、p導電側の半導体領域というが、これは、該半導体領域を構成するすべての窒化物半導体層がp型の導電性を有することを意味するものではない。同様に、活性層とGa_{0.5}N基板100との間にある窒化物半導体層からなる領域をn側導電性の半導体領域というが、該領域を構成するすべての窒化物半導体層がp型導電性を有することを意味するものではない。

実施形態2.

次に、本発明に係る実施形態2について説明する。

図2は、本発明に係る実施形態2の窒化物半導体素子の構造を示す模式的な断面図（レーザ光の共振方向に垂直な断面）であり、該窒化物半導体素子は、例えば、C面を主面とするサファイヤ等の基板10上に、n導電側の半導体領域202（n側コンタクト層12、クラック防止層13、n

側クラッド層 14 及び n 側光ガイド層 15 からなる。) と p 導電側の半導体領域 252 (キャップ層 17、p 側光ガイド層 18、p 側クラッド層 19 及び p 側コンタクト層 20 からなる。) とによって挟設された窒化物半導体からなる活性層 16 を備えた窒化物半導体レーザダイオード素子である。

ここで、本実施形態 2 の窒化物半導体素子は、n 導電側の半導体領域 202 における n 側クラッド層 14 を超格子層で形成し、かつ p 導電側の半導体領域 252 における p 側クラッド層 19 を超格子層で形成することにより、レーザダイオードである窒化物半導体素子の閾値電圧を低く設定している。以下この図 2 を参照して本発明に係る実施形態 2 の窒化物半導体素子について詳細に説明する。

この実施形態 2 の窒化物半導体素子においては、まず、基板 10 上にバッファ層 11 と第 2 のバッファ層 112 を介して n 側コンタクト層 12 が形成され、さらに n 側コンタクト層 12 上に、クラック防止層 13、n 側クラッド層 14 及び n 側光ガイド層 15 が積層されて、n 導電側の半導体領域 202 が形成される。尚、クラック防止層 13 の両側に露出された n 側コンタクト層 12 の表面にはそれぞれ、n 側コンタクト層 12 とオーミック接触する n 側電極 23 が形成され、該 n 側電極 23 上には、例えば、ワイヤーボンディング用の n 側パッド電極が形成される。そして、n 側光ガイド層 15 上に窒化物半導体からなる活性層 16 が形成され、さらに該活性層 16 上に、キャップ層 17、p 側光ガイド層 18、p 側クラッド層 19 及び p 側コンタクト層 20 が積層されて p 導電側の半導体領域 252 が形成される。さらに、p 側コンタクト層 20 上に該 p 側コンタクト層 20 とオーミック接触する p 側電極 21 が形成され、該 p 側電極 21 上には、例えば、ワイヤーボンディング用の p 側パッド電極が形成される。なお、

p側コンタクト層20及びp側クラッド層19において、共振方向に長く伸びた峰状のリッジ部が形成され、該リッジ部を形成することによって、活性層16において、光りを幅方向（共振方向に直交する方向）に閉じ込め、リッジ部に垂直な方向で劈開された劈開面を用いて、リッジ部の長手方向に共振する共振器を作製してレーザ発振させる。

次に、実施形態2の窒化物半導体素子の各構成要素について説明する。

（基板10）

基板10にはC面を主面とするサファイアその他、R面、A面を主面とするサファイア、その他、スピネル（ $MgAl_2O_4$ ）のような絶縁性の基板その他、SiC（6H、4H、3Cを含む）、ZnS、ZnO、GaAs、GaN等の半導体基板を用いることができる。

（バッファ層11）

バッファ層11は、例えばAlN、GaN、AlGaN、InGaN等を900℃以下の温度で成長させて、膜厚数十オングストローム～数百オングストロームに形成する。このバッファ層11は、基板と窒化物半導体との格子定数不整を緩和するために形成するが、窒化物半導体の成長方法、基板の種類等によっては省略することも可能である。

（第2のバッファ層112）

第2のバッファ層112は、前記バッファ層11の上に、前記バッファ層よりも高温で成長させた単結晶の窒化物半導体よりなる層であり、バッファ層11よりも厚く形成される。この第2のバッファ層112は次に成長させるn側コンタクト層12よりもn型不純物濃度が少ない層とするか、若しくはn型不純物をドーブしない窒化物半導体層とする。尚、第2のバッファ層112は例えば $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ （ $0 \leq X$ 、 $0 \leq Y$ 、 $X+Y \leq 1$ ）で構成でき、その組成は特に問うものではないが、好ましくはアン

ドープでA 1 (Y値) が0. 1以下の $Al_yGa_{1-y}N$ 、最も好ましくはアンドープのGa Nとする。すなわち、このような組成にすることにより、第2のバッファ層1 1 2の結晶性を良くでき、さらに第2のバッファ層1 1 2をアンドープのGa Nで形成することにより、最も結晶性が良い第2のバッファ層1 1 2を形成できる。また、このn側コンタクト層1 2は超格子で形成するとさらに好ましい。

このように、n側コンタクト層1 2層を成長させる前に、不純物濃度が小さい、結晶性の良い第2のバッファ層1 1 2を成長させることにより、キャリア濃度が大きく結晶性の良いn側コンタクト層1 2を比較的厚く成長させることができる。すなわち、高キャリア濃度のn側コンタクト層は、n型不純物濃度の大きい窒化物半導体を成長させて形成する必要があるが、不純物濃度の大きい厚い窒化物半導体層は結晶性良く成長させることが困難である。このためn側バッファ層1 1 2を形成することなくn側コンタクト層を形成すると、結晶性の悪いn側コンタクト層が形成されるだけではなく、結晶性の悪いn側コンタクト層の上に、活性層等の他の窒化物半導体を成長させることになり、上に形成される層は、結晶欠陥を下の層から引き継ぐことになって上に形成される層（活性層等）も結晶性良く成長させることができない。従って、この第2のバッファ層1 1 2は、単にすぐ上に形成するn側コンタクト層を結晶性良く形成するだけではなく、窒化物半導体素子を構成する各半導体層を結晶性よく形成する上で重要な役割を有する。

この第2のバッファ層1 1 2の膜厚は、0. 1 μm 以上、さらに好ましくは0. 5 μm 以上、最も好ましくは1 μm 以上、20 μm 以下に調整することが望ましい。第2のバッファ層1 1 2が0. 1 μm よりも薄いと、n側コンタクト層1 2の結晶性の向上があまり望めない。また20 μm よ

りも厚いと、第2のバッファ層112自体に結晶欠陥が多くなりやすい傾向がありバッファ層としての役割が低下する。また第2のバッファ層112を $20\mu\text{m}$ を越えない範囲で比較的厚く成長させた場合、その利点として、放熱性の向上が挙げられる。つまりレーザ素子を作製した場合に、第2のバッファ層112で熱が広がりやすくレーザ素子の寿命が向上する。さらにレーザ光の漏れ光が第2のバッファ層112内で広がって、楕円形に近いレーザ光が得やすくなる。なお、第2のバッファ層112は、基板にGaN、SiC、ZnO等の導電性基板を使用した場合には省略してもよい。

(n側コンタクト層12)

n側コンタクト層12は負電極を形成するコンタクト層として作用する層であり、例えば、SiドープのGaNからなり $0.2\mu\text{m}$ 以上、 $4\mu\text{m}$ 以下の厚さに調整することが望ましい。 0.2 よりも薄いと、後で負電極を形成する際に、この層を露出させるようにエッチングレートを制御するのが難しく、一方、 $4\mu\text{m}$ 以上にすると不純物の影響で結晶性が悪くなる傾向にある。このn側コンタクト層12の窒化物半導体にドープするn型不純物の範囲は $1\times 10^{17}/\text{cm}^3\sim 1\times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲、さらに好ましくは、 $1\times 10^{18}/\text{cm}^3\sim 1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ に調整することが望ましい。 $1\times 10^{17}/\text{cm}^3$ よりも小さいとn電極の材料と好ましいオーミックが得られにくくなるので、レーザ素子では閾値電流、電圧の低下が望めず、 $1\times 10^{21}/\text{cm}^3$ よりも大きいと、素子自体のリーク電流が多くなったり、また結晶性も悪くなるため、素子の寿命が短くなる傾向にある。なおn側コンタクト層12においては、n電極23とのオーミック接触抵抗を小さくするために、該n側コンタクト層12のキャリア濃度を上げるために不純物の濃度を、nクラッド層14よりも大きくすることが望ましい。なお、

n側コンタクト層12は基板にGa_{0.9}N、SiC、ZnO等の導電性基板を使用し基板裏面側に負電極を設ける場合にはコンタクト層としてではなくバッファ層として作用する。

また、第2のバッファ層11、及びn側コンタクト層12の内の少なくとも一方の層を、超格子層とすることもできる。超格子層とすると、この層の結晶性が飛躍的に良くなり、閾値電流が低下させることができる。好ましくは第2のバッファ層11よりも膜厚が薄いn側コンタクト層12の方を超格子層とする。n側コンタクト層12を互いにバンドギャップエネルギーが異なる第1の層と第2の層とが積層されてなる超格子構造とした場合においては、好ましくはバンドギャップエネルギーの小さな層を露出させてn電極23を形成することにより、n電極23との接触抵抗が低くでき閾値を低下させることができる。なおn型窒化物半導体と好ましいオーミックが得られるn電極23の材料としてはAl、Ti、W、Si、Zn、Sn、In等の金属若しくは合金が挙げられる。

また、n型コンタクト層12を不純物濃度が異なる超格子層とすることにより、実施形態1において説明したHEMTに類似した効果により横方向の抵抗値を低くでき、LD素子の閾値電圧、電流を低くすることができる。

(クラック防止層13)

クラック防止層13は、例えば、Siを $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドープしたIn_{0.1}Ga_{0.9}Nからなり、例えば、500オングストロームの膜厚を有する。このクラック防止層13はInを含むn型の窒化物半導体、好ましくはInGa_{0.9}Nを成長させて形成することにより、その上に形成されるAlを含む窒化物半導体層中にクラックが入るのを防止することができる。なお、このクラック防止層13は100オングストローム以上、0.5 μm

以下の膜厚で成長させることが好ましい。100オングストロームよりも薄いと前記のようにクラック防止として作用しにくく、0.5 μ mよりも厚いと、結晶自体が黒変する傾向にある。なお、このクラック防止層13は、本実施形態1のようにn側コンタクト層12を超格子とする場合、または次に成長させるn側クラッド層14を超格子層とする場合には省略してもよい。

(n型超格子からなるn側クラッド層14)

n側クラッド層は、例えばSiを $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープしたn型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nからなり、20オングストロームの膜厚を有する第1の層、及びアンドープのGaNよりなり、20オングストロームの膜厚を有する第2の層とが交互に積層された超格子層よりなり、全体で例えば0.5 μ mの膜厚を有する。このn型クラッド層14はキャリア閉じ込め層、及び光閉じ込め層として作用し、超格子層とした場合にはいずれか一方の層をAlを含む窒化物半導体、好ましくはAlGaNを成長させることが望ましく、100オングストローム以上、2 μ m以下、さらに好ましくは500オングストローム以上、1 μ m以下で成長させることにより良好なキャリア閉じ込め層が形成できる。このn型クラッド層14は単一の窒化物半導体で成長させることもできるが、超格子層とすることでクラックのない結晶性のよいキャリア閉じ込め層が形成できる。

(n側光ガイド層15)

n側光ガイド層15は、例えば、Siを $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープしたn型GaNからなり、0.1 μ mの膜厚を有する。このn側光ガイド層6は、活性層の光ガイド層として作用し、GaN、InGaNを成長させて形成することが望ましく、通常100オングストローム～5 μ m、さらに好ましくは200オングストローム～1 μ mの膜厚で成長させる。なお、この

光ガイド層 15 も超格子層にすることができる。n 側光ガイド層 15、n 側クラッド層 14 を超格子層にする場合、超格子層を構成する窒化物半導体層の平均的なバンドギャップエネルギーは活性層よりも大きくする。超格子層とする場合には、第 1 の層及び第 2 の層の少なくとも一方に n 型不純物をドーピングしてもよいし、またアンドーピングでも良い。また、この光ガイド層 15 は、アンドーピングの窒化物半導体単独若しくはアンドーピングの窒化物半導体が積層された超格子でもよい。

(活性層 16)

活性層 16 は、例えば、Si を $8 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ でドーピングした $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなり、25 オングストロームの膜厚を有する井戸層と、Si を $8 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドーピングした $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ よりなり、50 オングストロームの膜厚を有する障壁層とを交互に積層することにより、所定の膜厚を有する多重量子井戸構造 (MQW) で構成する。活性層 16 においては、井戸層、障壁層両方に不純物をドーピングしても良く、いずれか一方にドーピングしてもよい。なお n 型不純物をドーピングすると閾値が低下する傾向にある。また、このように活性層 16 を多重量子井戸構造とする場合には必ずバンドギャップエネルギーの小さい井戸層と、井戸層よりもバンドギャップエネルギーが小さい障壁層とを積層するため、超格子層とは区別される。井戸層の厚さは、100 オングストローム以下、好ましくは 70 オングストローム以下、最も好ましくは、50 オングストローム以下にする。障壁層の厚さは 150 オングストローム以下、好ましくは 100 オングストローム以下、最も好ましくは 70 オングストローム以下にする。

尚、量子井戸構造の活性層については、本出願人が先に出願した特開平 9-148678 号公報 (米国特許出願 08/743,729 は、特開平 9-148678 号を基礎として出願したものである。) において開示し

ており、本発明では該公報に開示した活性層、単一量子井戸構造の活性層等、種々の活性層を使用することができる。

(p側キャップ層17)

p側キャップ層17は、活性層16よりもバンドギャップエネルギーが大きい、例えば、Mgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.9}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなり、例えば、200オングストロームの膜厚を有する。本実施形態2では、このように、キャップ層17を用いることが好ましいが、このキャップ層は、薄い膜厚に形成されるので、本発明では、n型不純物をドープしてキャリアが補償されたi型としても良い。p側キャップ層17の膜厚は $0.1 \mu\text{m}$ 以下、さらに好ましくは500オングストローム以下、最も好ましくは300オングストローム以下に調整する。 $0.1 \mu\text{m}$ より厚い膜厚で成長させると、p側キャップ層17中にクラックが入りやすくなり、結晶性の良い窒化物半導体層が成長しにくいからである。また、p側キャップ層17の膜厚が、 $0.1 \mu\text{m}$ 以上であると、キャリアがこのエネルギーバリアとなるp型キャップ層17をトンネル効果により通過できなくなるからであり、該トンネル効果によるキャリアの通過を考慮すると、上述したように500オングストローム以下、さらには300オングストローム以下に設定することが好ましい。

また、p側キャップ層17には、LD素子を発振しやすくするために、Alの組成比が大きいAlGa_yNを用いて形成することが好ましく、該AlGa_yNを薄く形成する程、LD素子は発振しやすくなる。例えば、Y値が0.2以上の $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ であれば500オングストローム以下に調整することが望ましい。p側キャップ層17の膜厚の下限は特に限定しないが、10オングストローム以上の膜厚で形成することが望ましい。

(p側光ガイド層18)

p側光ガイド層18は、バンドギャップエネルギーがp側キャップ層17よりも小さい、例えば、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型GaNよりなり、 $0.1 \mu\text{m}$ の膜厚を有する。このp側光ガイド層18は、活性層16の光ガイド層として作用し、n側光ガイド層15と同じくGaN、InGaNで成長させて形成することが望ましい。また、この層はp側クラッド層19を成長させる際のバッファ層としても作用し、 100 オングストローム $\sim 5 \mu\text{m}$ 、さらに好ましくは 200 オングストローム $\sim 1 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させることにより、好ましい光ガイド層として作用する。このp側光ガイド層は通常はMg等のp型不純物をドープしてp型の導電型とするが、特に不純物をドープしなくても良い。なお、このp側光ガイド層を超格子層とすることもできる。超格子層とする場合には第1の層及び第2の層の少なくとも一方にp型不純物をドープしてもよいし、またアンドープでも良い。

(p側クラッド層19＝超格子層)

p側クラッド層19は、例えば、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなり、例えば、 20 オングストロームの膜厚を有する第1の層と、例えばMgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型GaNよりなり、 20 オングストロームの膜厚を有する第2の層とが交互に積層された超格子層からなる。このp側クラッド層19は、n側クラッド層14と同じくキャリア閉じ込め層として作用し、特にp型層の抵抗率を低下させるための層として作用する。このp側クラッド層19の膜厚も特に限定しないが、 100 オングストローム以上、 $2 \mu\text{m}$ 以下、さらに好ましくは 500 オングストローム以上、 $1 \mu\text{m}$ 以下で形成することが望ましい。

(p側コンタクト層20)

p側コンタクト層20は、p側クラッド層19の上に、例えば、Mgを

$2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープした p 型 GaN よりなり、例えば、150 オングストロームの膜厚を有する。この p 側コンタクト層 20 は p 型の $\text{In}_x \text{Al}_y \text{Ga}_{1-x-y} \text{N}$ ($0 \leq X$ 、 $0 \leq Y$ 、 $X + Y \leq 1$) で構成することができ、好ましくは、上述のように Mg をドープした GaN とすれば、p 電極 21 と最も好ましいオーミック接触が得られる。さらに p 側コンタクト層の膜厚を 500 オングストローム以下、さらに好ましくは 300 オングストローム以下、最も好ましくは 200 オングストローム以下に調整する。なぜなら、上述したように抵抗率が数 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上もある p 型窒化物半導体層の膜厚を 500 オングストローム以下に調整することにより、さらに抵抗率を下げることができるため、閾値での電流、電圧が低下する。また p 型層から除去される水素の量を多くすることができ、さらに抵抗率を低下させることができる。

なお、本発明では、p 側コンタクト層 20 も超格子層とすることもできる。超格子層とする場合には、特にバンドギャップエネルギーが異なる第 1 の層と第 2 の層とを積層し、第 1 + 第 2 + 第 1 + 第 2 + ... というように積層していき、最後にバンドギャップエネルギーが小さい方の層が露出するようにすると、p 電極 21 と好ましいオーミック接触が得られる。p 電極 21 の材料としては、例えば Ni、Pd、Ni/Au 等を挙げることができる。

また、本実施形態 2 では、図 2 に示すように p 電極 21 と、n 電極 23 との間に露出した窒化物半導体層の表面に SiO_2 よりなる絶縁膜 25 が形成され、この絶縁膜 25 に形成された開口部を介して p 電極 21 と電氣的に接続された p パッド電極 22、及び n 電極 23 と接続された n パッド電極 24 が形成される。この p パッド電極 22 は実質的な p 電極 21 の表面積を広げて、p 電極側をワイヤーボンディング、ダイボンディングでき

るようにし、一方nパッド電極24はn電極23の剥がれを防止する。

以上の実施形態2の窒化物半導体素子は、第1の層、及び第2の層を弾性歪み限界以下の膜厚にして積層された超格子層である、結晶性のよいp型クラッド層19を備えている。これによって、本実施形態2の窒化物半導体素子は、p側クラッド層19の抵抗値を、超格子構造を有しないp側クラッド層に比較して1桁以上低くすることができるので、閾値電圧、電流を低くすることができる。

また、本実施形態2の窒化物半導体素子ではp型 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ を含むp側クラッド層19に接して、バンドギャップエネルギーの小さい窒化物半導体をp側コンタクト層20として、その膜厚を500オングストローム以下と薄く形成することにより、実質的にp側コンタクト層20のキャリア濃度が高くなりp電極と好ましいオーミックが得られて、素子の閾値電流、電圧を低くすることができる。さらに、n側コンタクト層を成長させる前に、第2のバッファ層112を備えているので、第2のバッファ層112の上に成長させる窒化物半導体層の結晶性を良くでき、長寿命の素子を実現できる。好ましくは、第2のバッファ層112の上に成長させるn側コンタクト層を超格子とすると、横方向の抵抗値が低くなり、閾値電圧・閾値電流の低い素子可以实现できる。

なお、本実施形態2のLD素子では InGaN のような、少なくともインジウムを含む窒化物半導体を活性層16に備える場合には、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ と、 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ とが交互に積層された超格子層を、活性層16を挟設する層（n側クラッド層14及びp側クラッド層19）として用いることが好ましい。これによって、活性層16と該超格子層とのバンドギャップエネルギー差、屈折率差を大きくできるため、該超格子層をレーザ素子を実現する際に非常に優れた光閉じ込め層として動作させることができる。

さらに InGa_{0.5}N_{0.5}は結晶の性質が他の AlGa_{0.5}N_{0.5}のような Al を含む窒化物半導体に比べて柔らかいので、InGa_{0.5}N_{0.5}を活性層とすると、積層した各窒化物半導体層全体にクラックが入りにくくなる。これによって、LD素子の寿命を長くすることができる。

本実施形態2のように量子井戸構造を有する活性層16を有するダブルヘテロ構造の半導体素子の場合、その活性層16に接して、活性層16よりもバンドギャップエネルギーが大きい膜厚0.1 μm以下の窒化物半導体よりなるp側キャップ層17、好ましくはAlを含む窒化物半導体よりなるp側キャップ層17を設け、そのp側キャップ層17よりも活性層から離れた位置に、p側キャップ層17よりもバンドギャップエネルギーが小さいp側光ガイド層18を設け、そのp側光ガイド層18よりも活性層から離れた位置に、p側光ガイド層18よりもバンドギャップが大きい窒化物半導体、好ましくはAlを含む窒化物半導体を含む超格子構造を有するp側クラッド層19を設けることは非常に好ましい。しかもp側キャップ層17のバンドギャップエネルギーを大きくしてあるため、n層から注入された電子が、このp側キャップ層17で阻止されて閉じ込められ、電子が活性層をオーバーフローしないために、素子のリーク電流が少なくなる。

以上の実施形態2の窒化物半導体素子では、レーザ素子の構造として好ましい構造を示したが、本発明ではn型の超格子層は活性層16から下のn導電側の半導体領域202に少なくとも1層有していれば良く、またp型の超格子層も活性層16から上のp導電側の半導体領域252に少なくとも1層有していれば良く、素子構成には特に限定されるものではない。但し、前記超格子層はp導電側の半導体領域252に形成する場合はキャリア閉じ込め層としてのp側クラッド層19に形成し、n導電側の半導体

領域 202 に形成する場合は n 電極 23 が接した電流注入層としての n コンタクト層 12、またはキャリア閉じ込めとしての n クラッド層 14 として形成することが素子の V_f 、閾値を低下させる上で最も好ましい。また、実施形態 2 の素子と同様の構成を、LED 素子に適用できることはいうまでもない（ただし、LED 素子では、リッジ部は必要ない）。

以上のように構成された実施形態 2 の窒化物半導体素子では、各層が形成された後、H を含まない雰囲気、例えば、窒素雰囲気中で、400℃以上、例えば 700℃でアニーリングを行うことが好ましく、これによって、p 型窒化物半導体層領域の各層をさらに低抵抗化することができるので、これによって、さらに閾値電圧を低くすることができる。

また、実施形態 2 の窒化物半導体素子では、p 側コンタクト層 12 の表面に Ni と Au よりなる p 電極 21 がストライプ状に形成され、この p 電極 21 に対して左右対称に n 側コンタクト層を露出させて、その n 側コンタクト層表面のほぼ全面に n 電極 23 を設けている。このように、絶縁性基板を用いた場合 p 電極 21 の両側に左右対称に n 電極 23 を設ける構造は、閾値電圧を低くする上で非常に有利である。

なお、本実施形態 2 では、リッジ部（ストライプ状の電極）に垂直な方向で劈開した劈開面（共振器面）に SiO_2 と TiO_2 よりなる誘電体多層膜を形成してもよい。

このように、本発明において、超格子層は、活性層を挟設する n 型領域又は p 型領域に形成されるキャリア閉じ込め層としてのクラッド層、活性層の光ガイド層、若しくは電極が接して形成される電流注入層として用いられるため、超格子層を構成する窒化物半導体の平均バンドギャップエネルギーが活性層よりも大きくなるように調整することが望ましい。

実施形態 3.

図3は本発明に係る実施形態3の窒化物半導体素子の構造を示す模式的な断面図である。この実施形態3の窒化物半導体素子は、活性層端面を共振面とする電極ストライプ型のレーザダイオードであって、図3は、レーザ光の共振方向に垂直な方向で素子を切断した際の断面を模式的に示している。以下、図3を参照して本発明の実施形態3について説明する。

まず、図3において、各符号は以下のものを示す。

100は、窒化物半導体と異なる材料よりなる異種基板、例えばサファイア、スピネル、SiC、Si、GaAs、ZnO等の材料よりなる基板の上に成長された、例えば膜厚10 μ m以上のGaN基板を示す。なお、異種基板は、図3に示すように、GaN基板100を形成した後除去してもよいし、後述する実施例に示すように除去しないで用いてもよい(図8)。

11は、Siドープn型GaNよりなるバッファ層であり、本実施形態3ではn側コンタクト層の機能を兼ね備えている。

14は、例えば膜厚40オングストロームのSiドープn型Al_{0.2}Ga_{0.8}N(第1の窒化物半導体層)と膜厚40オングストロームのアンドープ(undoped)GaN層(第2の窒化物半導体層)とが交互に100層積層されてなる超格子構造のn側クラッド層を示す。尚、本実施形態3では、n側クラッド層14は、活性層から離れた位置に形成している。

15は、n側クラッド層14と、活性層16との間にあり、n側クラッド層14のAl_{0.2}Ga_{0.8}Nよりも小さいバンドギャップエネルギーを有する、例えばアンドープGaNよりなるn側ガイド層を示す。

以上のn側バッファ層11、n側クラッド層14及びn側光ガイド層15によってn導電側の半導体領域203が構成される。

16は、膜厚30オングストロームのIn_{0.2}Ga_{0.8}Nよりなる井戸層

3層と、井戸層よりもバンドギャップエネルギーが大きい膜厚30オングストロームの $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ よりなる障壁層2層とが交互に合計5層積層されてなる多重量子井戸構造の活性層を示す。

17は、活性層16の井戸層のバンドギャップエネルギーよりも大きく、p側光ガイド層18のバンドギャップエネルギーよりも大きい、例えばMgドープp型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなるp側キャップ層を示す。このp側キャップ層17のバンドギャップエネルギーは好ましくは、超格子構造のp側クラッド層19のバンドギャップエネルギーの小さい方の窒化物半導体層（第4の窒化物半導体層）よりも大きくする。

18は、p側クラッド層19と、活性層16との間にあり、p側クラッド層19の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりも小さいバンドギャップエネルギーを有する、例えばアンドープGaNよりなるp側ガイド層を示す。

19は、活性層から離れた位置にあり、例えば膜厚40オングストロームのMgドープp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ と膜厚40オングストロームのアンドープ（undoped）GaN層とが交互に100層積層されてなる超格子構造のp側クラッド層を示す。

20は、p側クラッド層19の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりも小さいバンドギャップエネルギーを有する、例えばMgドープGaNよりなるp側コンタクト層を示す。以上のp側キャップ層17、p側光ガイド層18、p側クラッド層19及びp側コンタクト層20によってp導電側の半導体領域253が構成される。

このように本発明の実施形態3のレーザ素子は、GaN基板100の上に上述の各窒化物半導体層11、14～20が積層された構造を有しており、p側クラッド層19から上の窒化物半導体層においてストライプリッジが形成され、リッジ最表面にあるp側コンタクト層20のほぼ全面にp

電極 2 1 が形成されている。一方、露出された n 側バッファ層 1 1 の表面（上面）には n 電極 2 3 が形成されている。本実施形態 3 では、n 電極 2 3 は n 側バッファ層 1 1 の表面に形成されているが、基板として GaN 基板 1 0 0 を用いているので、n 電極を形成する部分を GaN 基板 1 0 0 までエッチングして GaN 基板 1 0 0 の表面を露出させ、その露出させた GaN 基板 1 0 0 の表面に n 電極を形成して同一面側に p 電極と n 電極とを設ける構造とすることもできる。また n 電極 2 3 と p 電極 2 1 の上部を除いて、露出している窒化物半導体表面には、例えば SiO₂ からなる絶縁膜 2 5 が形成され、n 電極 2 3 と p 電極 2 1 上の絶縁膜 2 5 の開口部を介してそれぞれ p 電極 2 1 及び n 電極 2 3 に接続されるように、ボンディング用として p パッド電極 2 2 と n パッド電極 2 4 が設けられている。なお先にも述べたように、活性層と p 電極との間にある窒化物半導体層からなる領域は、p 導電側の半導体領域というが、これは、該半導体領域を構成するすべての窒化物半導体層が p 型の導電性を有することを意味するものではない。同様に、活性層と GaN 基板 1 0 0 との間にある窒化物半導体層からなる領域を n 側導電性の半導体領域というが、該領域を構成するすべての窒化物半導体層が p 型導電性を有することを意味するものではない。

本発明の実施形態 3 のレーザ素子では、図 3 に示す活性層 1 6 の下部にある n 側窒化物半導体層中において、活性層 1 6 と離れた位置に、互いに不純物濃度が異なる、バンドギャップエネルギーの大きな第 1 の窒化物半導体層と、第 1 の窒化物半導体層よりもバンドギャップエネルギーの小さな第 2 の窒化物半導体層とが積層されてなる超格子構造の n 側クラッド層 1 4 を有している。ここで、超格子層を構成する第 1 の窒化物半導体層、第 2 の窒化物半導体層の膜厚は 1 0 0 オングストローム以下、さらに好ま

しくは70オングストローム以下、最も好ましくは10～40オングストロームの膜厚に調整する。100オングストロームよりも厚いと、第1の窒化物半導体層及び第2の窒化物半導体層が弾性歪み限界以上の膜厚となり、膜中に微少なクラック、あるいは結晶欠陥が入りやすい傾向にある。本発明では、第1の窒化物半導体層、第2の窒化物半導体層の膜厚の下限は特に限定されず、1原子層以上であればよいが、前記のように10オングストローム以上であることが好ましい。さらに第1の窒化物半導体層は少なくともAlを含む窒化物半導体、好ましくは $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X \leq 1$) を成長させることが望ましい。一方、第2の窒化物半導体は第1の窒化物半導体よりもバンドギャップエネルギーが小さい窒化物半導体であればどのようなものでも良いが、好ましくは成長が容易でかつ結晶性の良いものが得られる、 $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 \leq Y < 1$ 、 $X > Y$)、 $In_zGa_{1-z}N$ ($0 \leq Z < 1$) のような2元混晶、3元混晶の窒化物半導体で形成する。尚、本発明では、第1の窒化物半導体はInを含まない $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X < 1$) とし、第2の窒化物半導体はAlを含まない $In_zGa_{1-z}N$ ($0 \leq Z < 1$) とすることがさらに好ましく、中でも結晶性に優れた超格子を得るという点からいうと、第1の窒化物半導体としてAl混晶比(Y値)0.3以下の $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X \leq 0.3$) を用い、第2の窒化物半導体としてGaNを用いることが最も好ましい。

また、 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X < 1$) を用いて第1の窒化物半導体を形成し、GaNを用いて第2の窒化物半導体を形成した場合、以下のような製造上優れた利点を有する。すなわち、有機金属気相成長法(MOVPE; metal organic vapor phase epitaxy)による $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < X < 1$) 層及びGaN層の形成においては、いずれの層も同じ H_2 雰囲気中で成長させることができる。従って、雰囲気を変えることなく $Al_xGa_{1-x}N$

$-xN$ ($0 < X < 1$) 層と GaN 層とを交互に成長させることにより超格子層を形成することができる。このことは、数 10 から数 100 層を積層して形成する必要がある超格子層を製造する上で極めて大きな利点である。

光閉じ込め層、及びキャリア閉じ込め層としての機能を有するクラッド層は、活性層の井戸層よりも大きいバンドギャップエネルギーを有する必要がある。バンドギャップエネルギーの比較的大きな窒化物半導体層として、 Al 混晶比の高い窒化物半導体があるが、従来では Al 混晶比の高い窒化物半導体を厚膜で成長させると、クラックが入りやすくなるため、結晶成長が非常に難しかった。しかしながら本発明のように超格子層にすると、超格子層を構成する第 1 の窒化物半導体層としての $AlGaN$ 層を Al 混晶比の多少高い層としても、弾性臨界膜厚以下の膜厚で成長させているのでクラックが入りにくくできる。これによって、本発明では、 Al 混晶比の高い層を結晶性良く成長できるので、光閉じ込め、キャリア閉じ込め効果の高いクラッド層を形成することが可能となり、レーザ素子において、閾値電圧を低くできる。また、本発明は LED 素子に適用することもでき、 LED 素子においては、 V_f (順方向電圧) を低下させることができる。

さらに、本発明に係る実施形態 3 のレーザ素子では、この n 側クラッド層 14 の第 1 の窒化物半導体層と第 2 の窒化物半導体層との n 型不純物濃度が互いに異なるように設定する。これはいわゆる変調ドーピングと呼ばれるもので、このように一方の層の n 型不純物濃度を小さく、好ましくは不純物をドーピングしない状態 (アンドーピング) として、もう一方の層に高濃度にドーピングすると、この変調ドーピングによっても閾値電圧、 V_f 等を低下させることができる。これは不純物濃度の低い層を超格子層中に存在させることにより、その層の移動度が大きくなり、また不純物濃度が高濃度の層も同時

に存在することにより、キャリア濃度が高いままで超格子層が形成できることによる。つまり、不純物濃度が低い移動度の高い層と、不純物濃度が高いキャリア濃度が大きい層とが同時に存在することにより、キャリア濃度が大きく、移動度も大きい層がクラッド層となるために、閾値電圧、 V_f が低下すると推察される。

また、バンドギャップエネルギーの大きな窒化物半導体層に高濃度に不純物をドーピングした場合、この変調ドーピングにより高不純物濃度層と、低不純物濃度層との間に二次元電子ガスができ、この二次元電子ガスの影響により抵抗率が低下すると推察される。例えば、 n 型不純物がドーピングされたバンドギャップの大きい窒化物半導体層と、バンドギャップが小さいアンドープの窒化物半導体層とを積層した超格子層では、 n 型不純物を添加した層と、アンドープの層とのヘテロ接合界面で、障壁層側が空乏化し、バンドギャップの小さい層側の界面近傍に電子（二次元電子ガス）が蓄積する。この二次元電子ガスがバンドギャップの小さい側にできるので、電子が走行するときに不純物による散乱を受けないため、超格子の電子の移動度が高くなり、抵抗率が低下する。なお p 側の変調ドーピングも同様に二次元正孔ガスの影響によると推察される。また p 層の場合、 $AlGaIn$ は GaN に比較して抵抗率が高い。そこで $AlGaIn$ の方に p 型不純物を多くドーピングすることにより抵抗率が低下するために、超格子層の実質的な抵抗率が低下させることができるのでレーザ素子を作製した場合に、閾値を低下させることができると推察される。

一方、バンドギャップエネルギーの小さな窒化物半導体層に高濃度に不純物をドーピングした場合、以下のような作用があると推察される。例えば $AlGaIn$ 層と GaN 層に Mg を同量でドーピングした場合、 $AlGaIn$ 層では Mg のアクセプター準位の深さが大きく、活性化率が小さい。一方、 Ga

N層のアクセプター準位の深さはAlGaIn層に比べて浅く、Mgの活性化率は高い。例えばMgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープしてもGaInでは $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 程度のキャリア濃度であるのに対し、AlGaInでは $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 程度のキャリア濃度しか得られない。そこで、本発明ではAlGaIn/GaInとで超格子とし、高キャリア濃度が得られるGaIn層の方に多く不純物をドープすることにより、高キャリア濃度の超格子が得られるものである。しかも超格子としているため、トンネル効果でキャリアは不純物濃度の少ないAlGaIn層を移動するため、キャリアはAlGaIn層において不純物の影響をほとんど受けずに移動でき、かつAlGaIn層はバンドギャップエネルギーの高いクラッド層としても作用する。従って、バンドギャップエネルギーの小さな方の窒化物半導体層に不純物を多くドープしても、レーザ素子、LED素子の閾値を低下させる上で非常に効果的である。なおこの説明はp型層側に超格子を形成する例について説明したが、n層側に超格子を形成する場合においても、同様の効果がある。

バンドギャップエネルギーが大きい第1の窒化物半導体層にn型不純物を多くドープする場合、第1の窒化物半導体層への好ましいドープ量としては、 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ 、さらに好ましくは $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ の範囲に調整する。 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ よりも少ないと、第2の窒化物半導体層との差が少なくなると、キャリア濃度の大きい層が得られにくい傾向にあり、また $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ よりも多いと、素子自体のリーク電流が多くなりやすい傾向にある。一方、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度は第1の窒化物半導体層よりも少なければ良く、好ましくは1/10以上少ない方が望ましい。最も好ましくはアンドープとすることであり、これによって、最も移動度の高い層が得られる。しかしながら、超格子層では各層の膜厚が薄いため、第1の窒化物半導体側から

第2の窒化物半導体層に拡散してくるn型不純物がある。その場合でも、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であれば、本発明の作用効果がえられる。n型不純物としてはSi、Ge、Se、S、O等の周期律表第IVB族、VIB族元素を選択し、好ましくはSi、Ge、Sをn型不純物とする。この作用は、バンドギャップエネルギーが大きい第1の窒化物半導体層にn型不純物を少なくドーピングして、バンドギャップエネルギーが小さい第2の窒化物半導体層にn型不純物を多くドーピングする場合も同様である。

また、本発明の実施形態3のレーザ素子では、図3に示す活性層16の上部にあるp側窒化物半導体層中において、活性層16と離れた位置に、互いの不純物濃度が異なる、バンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層と、第3の窒化物半導体層よりもバンドギャップエネルギーの小さな第4の窒化物半導体層とが積層されてなる超格子構造のp側クラッド層19を有している。このp側クラッド層19の超格子層を構成する第3、第4の窒化物半導体層の膜厚も、n側クラッド層14と同じく、100オングストローム以下、さらに好ましくは70オングストローム以下、最も好ましくは10～40オングストロームの膜厚に調整する。同様に、第3の窒化物半導体層は少なくともAlを含む窒化物半導体、好ましくは $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$) を成長させることが望ましく、第4の窒化物半導体は好ましくは $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y < 1$ 、 $x > y$)、 $\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ ($0 \leq z \leq 1$) のような2元混晶、3元混晶の窒化物半導体を成長させることが望ましい。

p側クラッド層19を超格子構造とすると、超格子構造がレーザ素子に与える作用は、n側クラッド層14の作用と同じであるが、さらにn層側に形成した場合に加えて次のような作用がある。即ち、p型窒化物半導体

はn型窒化物半導体に比べて、通常抵抗率が2桁以上高い。そのため超格子層をp層側に形成することにより、閾値電圧を低くする効果が顕著に現れる。詳しく説明すると窒化物半導体はp型結晶が非常に得られにくい半導体であることが知られている。p型結晶を得るためp型不純物をドーブした窒化物半導体層をアニーリングして、水素を除去する技術が知られている（特許第2540791号）。しかしp型が得られたといってもその抵抗率は数 $\Omega \cdot \text{cm}$ 以上もある。そこで、このp型層を超格子層とすることにより結晶性が良くなり、抵抗率が1桁以上低下するため閾値電圧を低くすることができる。

本実施形態3では、p側クラッド層19の第3の窒化物半導体層と第4の窒化物半導体層とのp型不純物濃度が異なり、一方の層の不純物濃度を大きく、もう一方の層の不純物濃度を小さくする。n側クラッド層14と同様に、バンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層の方のp型不純物濃度を大きくして、バンドギャップエネルギーの小さな第4のp型不純物濃度を小さく、好ましくはアンドープとすると、閾値電圧、 V_f 等を低下させることができる。

またその逆の構成も可能である。つまりバンドギャップエネルギーの大きな第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度を小さくして、バンドギャップエネルギーの小さな第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度を大きくしても良い。理由は先に述べたとおりである。

第3の窒化物半導体層への好ましいドーブ量としては $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ 、さらに好ましくは $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲に調整する。 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ よりも少ないと、第4の窒化物半導体層との差が少なくなつて、キャリア濃度の大きい層が得られにくい傾向にあり、また $1 \times 10^{21} / \text{cm}^3$ よりも多いと、結晶性が悪くなる傾向にあ

るからである。一方、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度は第3の窒化物半導体層よりも少なければ良く、好ましくは $1/10$ 以上少ない方が望ましい。最も移動度の高い層を得るためには、アンドープとすることが最も好ましい。現実には、膜厚が薄いため、第3の窒化物半導体側から拡散してくるp型不純物があると考えられるが、本願発明において良好な結果を得るためには、その量は $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下が望ましい。尚、p型不純物としてはMg、Zn、Ca、Be等の周期律表第IIA族、IIB族元素を選択し、好ましくはMg、Ca等をp型不純物とする。以上説明したことは、バンドギャップエネルギーが大きい第3の窒化物半導体層にp型不純物を少なくドーピングして、バンドギャップエネルギーが小さい第4の窒化物半導体層にp型不純物を多くドーピングする場合も同様である。

さらにまた超格子を構成する窒化物半導体層において、不純物が高濃度にドーピングされる層は、それぞれ厚さ方向に対し、半導体層中央部（第2の窒化物半導体層又は第4の窒化物半導体層から離れた位置）の不純物濃度が大きく、両端部近傍（第2の窒化物半導体層又は第4の窒化物半導体層に近接する部分）の不純物濃度が小さく（好ましくはアンドープ）なるようにすることが望ましい。具体的に説明すると、例えばn型不純物としてSiをドーピングしたAlGaIn層と、アンドープのGaIn層とで超格子層を形成した場合、AlGaIn層はSiをドーピングしているのでドナーとして電子を伝導帯に出すが、電子はポテンシャルの低いGaInの伝導帯に落ちる。GaIn結晶中にはドナー不純物をドーピングしていないので、不純物によるキャリアの散乱を受けない。そのため電子は容易にGaIn結晶中を動くことができ、電子の移動度が高くなる。これは前述した二次元電子ガスの効果と類似しており、電子横方向の実質的な移動度が高くなり、抵抗率が小さくなる。さらに、バンドギャップエネルギーの大きいAlGaIn層において、

GaN層から比較的離れた中央領域にn型不純物を高濃度にドーピングすると効果はさらに大きくできる。即ちGaN中を移動する電子のうち、AlGaN層に近い部分を通過する電子は、AlGaN層中のGaN層に近接する部分にあるn型不純物イオン（この場合Si）の散乱を多少なりとも受ける。しかし、上述のようにAlGaN層において、GaN層に近接する部分をアンドープとすると、AlGaN層に近い部分を通過する電子がSiの散乱を受けにくくなるので、さらにアンドープGaN層の移動度が向上するのである。作用は若干異なるが、p層側の第3の窒化物半導体層と第4の窒化物半導体層とで超格子を構成した場合も類似した効果があり、バンドギャップエネルギーの大きい第3の窒化物半導体層の中央部領域に、p型不純物を多くドーピングし、第4の窒化物半導体層に近接する部分を少なくするか、あるいはアンドープとすることが望ましい。一方バンドギャップエネルギーの小さな窒化物半導体層にn型不純物を多くドーピングした層を、前記不純物濃度の構成とすることもできるが、バンドギャップエネルギーの小さな方に不純物を多くドーピングした超格子では、その効果は小さい。

以上、n側クラッド層14、p側クラッド層19を超格子層とすることについて説明したが、本発明では超格子層は、この他、コンタクト層としてのn側バッファ層11、n側光ガイド層15、p側キャップ層17、p側光ガイド層18、p側コンタクト層20等を超格子構造とすることができる。つまり活性層から離れた層、活性層に接した層、どの層でも超格子層とすることができる。特にn電極が形成されるn側バッファ層11を超格子とすると、前記HEMTに類似した効果が現れやすい。

さらに、本発明の実施形態3のレーザ素子においては、図3に示すように、超格子層からなるn側クラッド層14と活性層16との間に、不純物（この場合n型不純物）濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下に調整されたn側光

ガイド層 15 が形成されている。この n 側光ガイド層 15 は、アンドープとしても、n 型不純物が他の層から拡散して入ってくる可能性があるが、本発明においては、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下のドーピング量であれば、光ガイド層として動作し本願発明の効果を損なうことはない。しかしながら、本発明において、n 側光ガイド層 15 の不純物濃度は $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下であることが好ましく、 $1 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ 以下であることがさらに好ましく、アンドープであることが最も好ましい。また、この n 側光ガイド層は In を含む窒化物半導体、または GaN で構成することが望ましい。

また実施形態 3 のレーザ素子においては、超格子層からなる p 側クラッド層 19 と活性層 16 との間に、不純物（この場合 p 型不純物）濃度が $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下に調整された p 側光ガイド層 18 が形成されている。本発明において、p 側ガイド層 18 の不純物濃度は、 $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以下であればよいが、好ましい不純物濃度は $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以下であり、最も好ましくはアンドープとする。窒化物半導体の場合、アンドープとすると、通常 n 型の導電性を示すが、本発明は、この p 側ガイド層 18 の導電型は n 又は p のいずれでもよく、本明細書においては、導電型にかかわらず p 側光ガイド層と呼ぶ。また、実際には、p 型不純物が他の層から拡散してこの p 側光ガイド層 18 に入ってくる可能性もある。尚、この p 側光ガイド層も In を含む窒化物半導体、または GaN で構成することが望ましい。

なぜ、活性層とクラッド層との間にアンドープの窒化物半導体を存在させることが好ましいのかは次の通りである。即ち、窒化物半導体の場合、活性層の発光波長は通常 360 ~ 520 nm の範囲、中でも 380 ~ 450 nm の範囲になるように設計される。アンドープの窒化物半導体は n 型不純物、p 型不純物をドーピングした窒化物半導体に比較して、前記波長を有

する光の吸収率が低い。従って、アンドープの窒化物半導体を、発光する活性層と、光閉じ込め層としてのクラッド層との間に挟むことにより、活性層の発光を消衰させることが少ないので、低利得で発振するレーザ素子の実現でき、閾値電圧を低くすることができる。尚、この効果は、光ガイド層の不純物濃度が、 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であれば得られる。

従って、本発明の好ましい組み合わせとしては、活性層と離れた位置に不純物が変調ドーピングされた超格子構造を有するクラッド層を有し、そのクラッド層と活性層との間に、不純物濃度が低い、好ましくはアンドープのガイド層を有する発光素子である。

さらに好ましい態様として、本実施形態3の発光素子では、p側ガイド層18と活性層16との間に、活性層の井戸層、及びp側ガイド層18界面のバンドギャップエネルギーよりも大きいバンドギャップエネルギーを有する膜厚0.1 μm 以下の窒化物半導体よりなるp側キャップ層17が形成されており、そのp側キャップ層の不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上に調整されている。このp型キャップ層17の膜厚は0.1 μm 以下、さらに好ましくは500オングストローム以下、最も好ましくは300オングストローム以下に調整する。0.1 μm より厚い膜厚で成長させると、p型キャップ層17中にクラックが入りやすくなり、結晶性の良い窒化物半導体層が成長しにくいからである。このようにバンドギャップエネルギーが大きな層を活性層に接して、0.1 μm 以下の薄膜で形成することにより、発光素子のリーク電流を少なくできる。これによって、n層側から注入された電子が、キャップ層のエネルギーバリアの障壁により、活性層内に溜まり、電子と正孔との再結合の確率が高くなるために素子自体の出力を向上させることができる。また、このキャップ層の不純物濃度は $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上に調整する必要がある。すなわち、このキャップ層は比較

的 A 1 混晶比の高い層であり、A 1 混晶比の高い層は高抵抗になりやすい。このため不純物をドーピングすることによりキャリア濃度を高くして抵抗率を下げてやらないと、この層が高抵抗な i 層のようになり、p-i-n 構造となって電流電圧特性が悪くなる傾向にあるからである。なお、この p 側にあるキャップ層は、n 側に形成してもよい。n 側に形成する場合は、n 型不純物をドーピングしてもしなくても良い。

以上のように構成された実施形態 3 のレーザ素子は、n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 を超格子構造で構成しているので、n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 の電気抵抗を低くでき、閾値電圧を低くできしかも長時間のレーザ発振が可能である。

また、本実施形態 3 のレーザ素子では、n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 を超格子構造で構成する以外にも、上述したように種々の手段を講じて、さらなる閾値電圧の低減を可能としている。

以上の実施形態 3 では、n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 を超格子構造としたが、本発明はこれに限らず、n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 のうちのどちらか一方を超格子構造としてもよい。以上のようにしても閾値電圧を従来例に比較して低くできる。

また、実施形態 3 では、n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 を超格子構造としたが、本発明はこれに限らず、n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 以外の p 側及び n 側の窒化物半導体層のいずれか 1 つ以上が超格子構造であればよい。以上のように構成しても、閾値電圧を従来例に比較して低くできる。

以上の実施形態 3 では、レーザ素子において n 側クラッド層 1 4 及び p 側クラッド層 1 9 を超格子構造としたが、本発明はこれに限らず、発光ダイオード (LED) 等、他の窒化物半導体素子に適用できることはいうま

でもない。以上のように構成することにより、発光ダイオードでは、 V_f (順方向電圧) を下げることができる。

以上説明したように、本発明に係る実施形態3のレーザ素子では、不純物が変調ドーブされた超格子層よりなるクラッド層を有しているために、閾値電圧を低くでき、長時間連続発振させることができる。またこのレーザ素子では特性温度を高くでき、良好なレーザ素子の実現できる。ここで、特性温度とは、温度変化による閾値電流密度で $\exp(T/T_0)$ に比例する $\{T: \text{動作温度 (K)}, T_0: \text{特性温度 (K)}\}$ 。レーザ素子では、 T_0 が大きいほど、高温でも閾値電流密度を低くでき、安定して動作することを示している。例えば、後述する本発明の実施例27のレーザ素子では、 T_0 が150 K以上ある。この値はLDの温度特性が非常に優れていることを示している。このため本発明のレーザ素子を書き込み光源、読みとり光源として用いることにより、従来にはない容量が達成でき、その産業上の利用価値は非常に大きい。

実施形態4.

図9は本発明に係る実施形態4のレーザ素子の形状を示す模式的な斜視図であり、リッジストライプに垂直な方向で切断した際の断面も同時に示している。以下、この図9を基に実施形態4について説明する。

この実施形態4のレーザ素子における各層は、以下のように形成される。
(下地層302)

下地層302は、例えば、4 μm の厚さのGa Nからなり、例えばサファイアよりなる異種基板301上に、Ga Nよりなる200オングストロームの膜厚を有するバッファ層(図示せず)を介して形成される。この下地層302は保護膜を部分的に表面に形成して、次に窒化物半導体基板の選択成長を行うための層として用いる。下地層302はGa N又はAl_xG

$a_{1-x}N$ で形成されるが、Alを含む場合にはAl混晶比X値が0.5以下の $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq X \leq 0.5$)を成長させることが望ましい。0.5を超えると、結晶欠陥というよりも結晶自体にクラックが入りやすくなってしまうため、結晶成長自体が困難になる傾向にあるからである。また膜厚はバッファ層よりも厚い膜厚で成長させて、 $10 \mu m$ 以下の膜厚に調整することが望ましい。尚、異種基板301はサファイアその他、SiC、ZnO、スピネル、GaAs等の窒化物半導体を成長させるために知られている、窒化物半導体と異なる材料よりなる基板を用いることができる。

(保護膜303)

保護膜303は、下地層302上に、共振方向に十分な長さを有し、幅 $10 \mu m$ 、厚さ $1 \mu m$ の SiO_2 膜が $2 \mu m$ 間隔に形成される。尚、保護膜303の形状としてはストライプ状、ドット状、基盤目状等どのような形状でも良いが、窓部(SiO_2 が形成されていない下地層302の表面が露出している部分)よりも保護膜303の面積が大きくなるようにする方が、結晶欠陥の少ない窒化物半導体基板304が成長しやすいので好ましい。保護膜303の材料としては、例えば酸化ケイ素(SiO_x)、窒化ケイ素(Si_xN_y)、酸化チタン(TiO_x)、酸化ジルコニウム(ZrO_x)等の酸化物、窒化物、またこれらの多層膜その他、 $1200^\circ C$ 以上の融点を有する金属等を用いることができる。これらの保護膜材料は、窒化物半導体の成長温度 $600^\circ C \sim 1100^\circ C$ の温度にも耐え、その表面に窒化物半導体が成長しないか、若しくは成長しにくい性質を有している。

(窒化物半導体基板304)

窒化物半導体基板304は、例えば、アンドープGaNが保護膜303上にMOVPE法を用いて例えば $20 \mu m$ の厚さに成長される。この窒化物半導体基板304はハライド気相成長法(HVPE)を用いて成長させ

ることができるが、このようにMOVPE法により成長させることもできる。窒化物半導体基板はIn、Alを含まないGaNを成長させることが最も好ましく、成長時のガスとしては、TMGの他、トリエチルガリウム(TEG)等の有機ガリウム化合物を用い、窒素源はアンモニア、若しくはヒドラジンを用いることが最も望ましい。また、このGaN基板にSi、Ge等のn型不純物をドーピングしてキャリア濃度を適当な範囲に調整してもよい。特に異種基板301、下地層302、保護膜303を除去して使用する場合には、窒化物半導体基板がコンタクト層となるため、この窒化物半導体基板304にn型不純物をドーピングすることが望ましい。

(n側バッファ層311=兼n側コンタクト層)

n側バッファ層311は、窒化物半導体基板304上に、例えば、Siが $3 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドーピングされたGaNが $5 \mu\text{m}$ の厚さに形成されてなる。このバッファ層311は、図9のような構造の発光素子を作製した場合にはn電極を形成するためのコンタクト層として用いられる。また異種基板301～保護膜303を除去して、窒化物半導体基板304に電極を設ける場合には、n側バッファ層311は省略することもできる。このn側バッファ層311は高温で成長させるバッファ層であり、例えばサファイア、SiC、スピネルのように窒化物半導体層と異なる材料よりなる基板の上に、 900°C 以下の低温において、GaN、AlN等を、 $0.5 \mu\text{m}$ 以下の膜厚で直接成長させるバッファ層とは区別される。

(クラック防止層312)

クラック防止層312は、例えばn側バッファ層311上に $0.15 \mu\text{m}$ の厚さに成長された $\text{In}_{0.06}\text{Ga}_{0.94}\text{N}$ よりなる。

(n側クラッド層313=超格子層)

n側クラッド層313は、例えば、 25 オングストロームの膜厚を有し

Siが $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープされたn型 $\text{Al}_{0.16}\text{Ga}_{0.84}\text{N}$ よりなる第1の層と、250Åの膜厚を有するアンドープのGaNよりなる第2の層とが交互に積層された超格子層からなり、総膜厚が例えば1.2 μm になるように形成される。尚、この超格子よりなるn側クラッド層313はAl平均組成が8.0%であるので、その膜厚との積は9.6となる。また、n側クラッド層313として、互いにバンドギャップエネルギーが異なる窒化物半導体を積層した超格子を用いた場合、不純物はいずれか一方の層に多くドープして、いわゆる変調ドープを行うと閾値を低くすることができる。尚、本n側クラッド層313（超格子層）の組成及び膜厚の詳細については後述する。

（n側光ガイド層314）

n側光ガイド層314は、例えば0.1 μm の膜厚に成長されたアンドープGaNよりなる。このn側光ガイド層は、活性層の光ガイド層として作用し、GaN、InGaNを成長させて形成することが望ましく、通常100Å～5 μm 、さらに好ましくは200Å～1 μm の膜厚で成長させる。

（活性層315）

活性層315は、40Åの膜厚のアンドープ $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる井戸層と、100Åの膜厚のアンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ よりなる障壁層とが交互に積層されてなり、例えば総膜厚440Åの多重量子井戸構造（MQW）を有する。尚、活性層315は本例のようにアンドープでもよいし、またn型不純物及び／又はp型不純物をドープしても良い。この場合、不純物は井戸層、障壁層両方にドープしても良く、いずれか一方にドープしてもよい。

（p側キャップ層316）

p側キャップ層316は、上に形成されるp側光ガイド層317よりもバンドギャップエネルギーが大きい、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ を例えば300オングストロームの膜厚で成長させて形成する。このp型キャップ層316は0.1 μm 以下の膜厚で形成することにより素子の出力を向上させることができる。膜厚の下限は特に限定しないが、10オングストローム以上の膜厚で形成することが望ましい。

(p側光ガイド層317)

p側光ガイド層317は、バンドギャップエネルギーがp側キャップ層316よりも小さい、例えばアンドープGaNを0.1 μm の膜厚で成長させて形成する。この層は、活性層の光ガイド層として作用し、n型光ガイド層314と同じくGaN、InGaNで成長させることが望ましい。

(p側クラッド層318)

p側クラッド層318は、例えば、25オングストロームの膜厚を有しかつMgが $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープされたp型 $\text{Al}_{0.16}\text{Ga}_{0.84}\text{N}$ よりなる第3の層と、25オングストロームの膜厚を有しアンドープGaNよりなる第4の層とが総膜厚が0.6 μm となるように積層された超格子層よりなる。このp側クラッド層318もAlの平均組成が8%であるので、膜厚との積は4.8となる。なお、p側クラッド層318も少なくとも一方がAlを含む窒化物半導体層を含み、互いにバンドギャップエネルギーが異なる窒化物半導体層を積層した超格子で作製した場合、不純物はいずれか一方の層に多くドープして、いわゆる変調ドープを行うと閾値を低下させることができる。尚、本p側クラッド層318（超格子層）の組成及び膜厚の詳細については後述する。

ここで、クラッド層で挟まれたコア部分（導波部分）の膜厚について述べる。コア部分とは、n側光ガイド層314、活性層315、p側キャッ

層316、及びp側光ガイド層317を合わせた領域、即ちn側クラッド層と、p側クラッド層との間にある活性層を含む窒化物半導体層を指し、活性層の発光を導波する領域である。窒化物半導体レーザ素子の場合、FFPが単一ビームとならないのは、先にも述べたように、クラッド層から漏れた発光がn側のコンタクト層内で導波してマルチモードとなるからである。その他、コア内で共振することによってマルチモードになる場合がある。本発明ではまずn側のクラッド層の膜厚を厚くして、Al平均組成を大きくすることにより、屈折率差を設け、コア内の光をクラッド層で閉じ込めるものである。しかし、コア内でマルチモードができると、FFPは乱れる。そのため、本発明のn側クラッド層との関係において、コア内でマルチモードにならないようにするために、このコア部分の厚さも調整する方が望ましい。コア部分にマルチモードが発生しないようにするための好ましい厚さとしては、200オングストローム以上、1.0 μ m以下、さらに望ましくは500オングストローム \sim 0.8 μ m、最も望ましくは0.1 μ m \sim 0.5 μ mの範囲に調整することが望ましい。200オングストロームよりも薄いと、コア部分から光が漏れだし、閾値が上昇する傾向にある。また1.0 μ mよりも厚いとマルチモードになりやすい傾向にある。

(p側コンタクト層319)

p側コンタクト層319は、例えばMgが $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープされたP型GaNよりなり、例えば150オングストロームの膜厚に形成する。p側コンタクト層319は上述のp型GaN以外にも、p型の $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq X$ 、 $0 \leq Y$ 、 $X+Y \leq 1$) で構成することができるが、p電極321とより良好なオーミック接触を得るためにMgをドープしたGaNとすることが好ましい。

尚、実施形態 4 では、各窒化物半導体層を成長させたウェーハを反応容器において、窒素雰囲気中 700℃でアニーリングを行い、p 型不純物をドーピングした層をさらに低抵抗化させることが好ましい。

また、実施形態 4 のレーザ素子では、RIE 装置により最上層の p 側コンタクト層 318 と、p 側クラッド層 317 とをエッチングして、図 9 に示すように 4 μm のストライプ幅を有するリッジ部を形成している。リッジストライプを形成する場合、そのリッジストライプは、窒化物半導体基板 304 の表面に結晶欠陥が現れていない位置の上方に形成する。図 9 の場合結晶欠陥は、ストライプ状の保護膜 303 中央部、及びストライプ状の窓部中央部に現れている。このように結晶欠陥がほとんどない位置にストライプを形成すると、結晶欠陥が活性層まで伸びることを防止できるので、レーザ素子を長寿命とすることができ、信頼性を向上させることができる。

さらに、リッジ表面にマスクを形成し、RIE にてエッチングを行い、リッジ部の両側に n 側バッファ層 311 の表面を露出させ、露出させた n 側バッファ層 311 の表面にそれぞれ Ti と Al よりなる n 電極 322 を形成する。

また、p 側コンタクト層 319 のリッジ最表面に Ni と Au よりなる p 電極 320 がストライプ状に形成され、図 9 に示すように p 電極 320 と、n 電極 322 との間に露出した窒化物半導体層の表面に SiO₂ よりなる絶縁膜 323 を形成し、この絶縁膜 323 を介して p 電極 320 と電氣的に接続した p パッド電極 321 を形成する。

以上のようにして、n 電極と p 電極とを形成したウェーハのサファイア基板を研磨して 70 μm とした後、ストライプ状の電極に垂直な方向で、基板側からバー状に劈開し、劈開面を反射面とする共振器を作製する。尚、

反射面に SiO_2 と TiO_2 よりなる誘電体多層膜を形成するようにしてもよい。

以上のようにして実施形態 4 のレーザ素子は形成される。

以上のように形成された実施形態 4 のレーザ素子において、超格子構造を有する n 側クラッド層 313 及び p 側クラッド層 318 はそれぞれ、屈折率が活性層の井戸層よりも小さい窒化物半導体を含む光閉じ込め層である。また、本実施形態 4 において、超格子とは 1 つの層の膜厚が 100 オングストローム以下で、互いに組成が異なる窒化物半導体層を積層した多層膜構造を指し、好ましくは 70 オングストローム以下、さらに好ましくは 40 オングストローム以下の膜厚の窒化物半導体層を積層することにより構成する。具体的な構成としては、例えば $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x < 1$) 層と、その $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 層と組成が異なる他の窒化物半導体層とを積層した超格子と、例えば $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ 、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < y < 1$ 、 $y < x$)、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{N}$ ($0 < z < 1$) 等の 3 元混晶と 3 元混晶、若しくは 3 元混晶と 2 元混晶との組み合わせからなる超格子とすることができる。その中でも最も好ましいものは $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ と GaN とからなる超格子である。

次に、本実施形態 4 における n 側クラッド層 313 全体の膜厚及び超格子層を構成する各層の膜厚と組成について説明する。

まず、本明細書において、超格子における Al 平均組成とは、以下のよう
に算出したものをいうものとする。例えば 25 オングストロームの $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ と、25 オングストロームの GaN とを 200 ペア (1.0 μm) 積層した超格子の場合、1 ペアの膜厚 50 オングストローム、 Al を含む層の Al 混晶比が 0.5 であるため、その Al を含む層の混晶比 0.5 に膜厚比 (25/50) を乗じた値 0.25 を用い、その超格子の Al

平均組成は25%となる。

また、膜厚が異なる場合、 $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ を40オングストロームと、 GaN を20オングストロームとで積層した場合、膜厚の加重平均を行い、 $0.5(40/60) = 0.33$ となりので、Al平均組成は33.3%とする。即ちAlを含む窒化物半導体層のAl混晶比を、その窒化物半導体層が超格子1ペアの膜厚に占める割合に乗じたものを本発明における超格子のAl平均組成とする。またAlを両方含む場合も同様であり、例えば $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 20オングストローム、 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 30オングストロームの場合も、 $0.1(20/50) + 0.2(30/50) = 0.16$ 、即ち16%をAl平均組成とする。なお以上の例は $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$ 、 $\text{AlGaIn}/\text{AlGaIn}$ について説明したが、 $\text{AlGaIn}/\text{InGaIn}$ についても同じ算出方法を適用するものとする。尚、n側クラッド層のAl平均組成は、SIMS（二次イオン質量分析装置）、オージェ等の分析装置を用いても検出することができる。

本実施形態4では、n側クラッド層313の超格子構造は、以上の算出方法を用いて算出されるAl平均組成に基づいて、超格子層を構成する各組成及び各膜厚を設定している。本実施形態4のレーザ素子では、n側クラッド層313全体の厚さを $0.5\mu\text{m}$ 以上とし、かつそのn側クラッド層313に含まれるAl平均組成を百分率(%)で表した際に、n側クラッド層全体の厚さ(μm)とAl平均組成(%)との積が4.4以上となるように構成していることを特徴とする。言い換えれば、本実施形態4では、n側クラッド層313の全体の膜厚を $0.5\mu\text{m}$ 以上に設定しかつ該膜厚に上述のように算出される百分率(%)で表したAlの平均組成を乗じた値が、4.4以上になるように、超格子層を構成する各層の膜厚とAlの平均組成を設定する。

n側クラッド層313の厚さが $0.5\mu\text{m}$ よりも薄く、かつそのn側クラッド層313全体の厚さ(μm)とA1平均組成(%)との積が4.4よりも小さいと、n側クラッド層としての光閉じ込めが不十分となり、n側のコンタクト層で再度共振して、FFPが乱れ、閾値も上昇する傾向にあるからである。より好ましいA1平均組成とn側クラッド層313の全体膜厚との積の値は5.0以上であり、さらに好ましくは5.4以上に設定する。最も好ましいのは7以上である。

なお、本発明ではn側のクラッド層313を超格子で構成しているため、A1混晶比を大きくしてもクラッド層にクラックが入りにくくできる。従ってn側クラッド層313全体の膜厚の上限は、結晶性の面(クラックを発生させないと言う面)からは特に限定されないが、 $5\mu\text{m}$ 以内の膜厚に調整することが、超格子を構成する窒化物半導体層の積層回数を減らす上で望ましい。

具体的には、例えば、前記n側クラッド層の全体の厚さを $0.8\mu\text{m}$ 以上とし、前記n側クラッド層に含まれるA1平均組成を5.5%以上とする。この場合の積は4.4以上である。好ましくはn側クラッド層の全体の厚さを $1.0\mu\text{m}$ 以上とし、そのn側クラッド層に含まれるA1平均組成を5.0%以上とする。この場合の積は5.0以上である。さらに好ましくは、n側クラッド層の全体の厚さを $1.2\mu\text{m}$ 以上とし、そのn側クラッド層に含まれるA1平均組成を4.5%以上とする。この場合の積は5.4以上である。以上の説明はn側クラッド層313の膜厚と、超格子よりなるn側クラッド層のA1平均組成の関係を具体的に示すものである。A1xGa_{1-x}NはA1混晶比を大きくするに従い、バンドギャップエネルギーが大きくなり、屈折率も小さくなることが知られている。従って、理想的にはA1混晶比Xの大きい、例えば0.5以上のA1xGa_{1-x}N層

を、単一層で例えば数 μm の膜厚で成長させることができれば、工業的にも都合がよいのであるが、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ は厚く成長させにくい。単一層で特にAl混晶比が0.5以上の $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ を成長させようとする、例えば0.1 μm 以上で結晶中にクラックが入ってしまう。従って、0.5以上の $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 層を、単一層で例えば数 μm の膜厚で成長させることは困難である。

ところが本発明のように $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ を超格子を構成するような薄膜とすると、単一膜厚が $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ の臨界限界膜厚以下となるので、クラックが入りにくい。そのためクラッド層を超格子とするとAl混晶比の高い層でも厚膜で成長できるようになり、本発明のように特定のAl混晶比とクラッド層の膜厚との関係を見出すことができたのであり、それらを組み合わせることにより、光をn側のクラッド層から基板側に漏れないようにすることができたのである。

また、活性層の発光を閉じ込めるためn側クラッド層を上記構成とするならば、p側クラッド層をn側クラッド層と同じ構成とすることも可能である。但し、p側クラッド層318をn側クラッド層313と同様の構成とする場合、p側クラッド層の膜厚をn側クラッド層よりも薄くすることが望ましい。なぜなら、p側クラッド層のAl平均組成を大きくするか、若しくは膜厚を厚くすると、 AlGaIn 層の抵抗値が大きくなる傾向にあり、 AlGaIn の抵抗値が大きくなると、閾値が高くなる傾向にあるからである。そのため、p側クラッド層をAlを含む窒化物半導体層を含む超格子で構成し、膜厚とAl平均組成との積を4.4以上としても、その厚さは1.0 μm よりも薄くすることが望ましい。下限については特に限定しないが、クラッド層として作用させるためには、50オングストローム以上の膜厚があることが望ましい。超格子とした場合もAlの平均組成と

しては50%以下が望ましい。なお、p側クラッド層に関してはリッジ形状としてその上電極を設けるため、光の漏れがあってもほとんど無視でき、本発明のn側クラッド層313と同様の構成とする必要はないが、同じようにしても良い。即ち、p側クラッド層を、少なくともAlを含む窒化物半導体層を有する超格子とし、そのp側クラッド層全体の厚さを1.0 μ m以下として、かつそのp側クラッド層に含まれるAl平均組成を百分率(%)で表した際に、p側クラッド層全体の厚さ(μ m)とAl平均組成(%)との積が4.4以上となるように構成してもよい。

p側クラッド層をAlを含む窒化物半導体層を有する超格子とする場合(但し、この場合、光の漏れは関係なく、単にキャリア閉じ込めとしてのクラッド層として作用させる場合を含む。)、n側クラッド層全体の厚さがそのp側クラッド層全体の厚さよりも厚いことが望ましい。p側クラッド層を構成する窒化物半導体層も、n側クラッド層と同様に、例えば $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < x < 1$)層と、その $Al_xGa_{1-x}N$ 層と組成が異なる他の窒化物半導体層とを積層した超格子とし、 $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ 、 $Al_xGa_{1-x}N/Al_yGa_{1-y}N$ ($0 < y < 1$ 、 $y < x$)、 $Al_xGa_{1-x}N/In_zGa_{1-z}N$ ($0 < z < 1$)等の3元混晶と3元混晶、若しくは3元混晶と2元混晶との組み合わせで超格子とし、その中でも最も好ましくは $Al_xGa_{1-x}N$ と GaN とからなる超格子とする。

以下、実施例において本発明を詳説する。

[実施例1]

本発明に係る実施例1は図2に示す窒化物半導体素子(LD素子)の作成例であり、以下の手順で作製される。

まず、サファイア(C面)よりなる基板10を反応容器内にセットし、容器内を水素で十分置換した後、水素を流しながら、基板の温度を105

0℃まで上昇させ、基板のクリーニングを行う。

続いて、温度を510℃まで下げ、キャリアガスに水素、原料ガスにアンモニア (NH_3) とTMG (トリメチルガリウム) とを用い、基板10上にGa_{0.9}Nよりなる第1のバッファ層11を約200オングストロームの膜厚で成長させる。

バッファ層11成長後、TMGのみ止めて、温度を1050℃まで上昇させる。1050℃になったら、同じく原料ガスにTMG、アンモニアガスを用い、キャリア濃度 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ のアンドープGa_{0.9}Nよりなる第2のバッファ層112を5μmの膜厚で成長させる。

続いて、1050℃でTMG、アンモニア、不純物ガスにシランガス (SiH_4) を用い、Siを $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ ドープしたn型Ga_{0.9}Nよりなるn側コンタクト層12を1μmの膜厚で成長させる。

次に、温度を800℃にして、原料ガスにTMG、TMI (トリメチルインジウム)、アンモニア、不純物ガスにシランガスを用い、Siを $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドープしたIn_{0.1}Ga_{0.9}Nよりなるクラック防止層13を500オングストロームの膜厚で成長させる。

そして温度を1050℃にして、TMA、TMG、アンモニア、シランガスを用い、Siを $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドープしたn型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nよりなる第1の層を20オングストロームの膜厚で成長させ、続いて、TMA、シランを止め、アンドープGa_{0.9}Nよりなる第2の層を20オングストロームの膜厚で成長させる。そして、この操作をそれぞれ100回繰り返し、総膜厚0.4μmの超格子層よりなるn側クラッド層14を成長させる。

続いて、1050℃でSiを $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドープしたn型Ga_{0.9}Nよりなるn側光ガイド層15を0.1μmの膜厚で成長させる。

次に、TMG、TMI、アンモニア、シランを用いて活性層16を成長

させる。活性層16は温度を800℃に保持して、まずSiを $8 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ でドーピングした $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる井戸層を25オングストロームの膜厚で成長させる。次にTMIのモル比を変化させるのみで同一温度で、Siを $8 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ ドーピングした $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ よりなる障壁層を50オングストロームの膜厚で成長させる。この操作を2回繰り返し、最後に井戸層を積層した総膜厚175オングストロームの多重量子井戸構造(MQW)の活性層16を成長させる。

次に、温度を1050℃に上げ、原料ガスにTMG、TMA、アンモニア、不純物ガスに Cp_2Mg （シクロペンタジエニルマグネシウム）を用い、活性層よりもバンドギャップエネルギーが大きく、Mgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドーピングしたp型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなるp側キャップ層17を300オングストロームの膜厚で成長させる。

続いて、1050℃で、バンドギャップエネルギーがp側キャップ層17よりも小さい、Mgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドーピングしたp型 GaN よりなる、p側光ガイド層18を0.1 μm の膜厚で成長させる。

続いて、TMA、TMG、アンモニア、 Cp_2Mg を用い、1050℃でMgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドーピングしたp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第1の層を20オングストロームの膜厚で成長させ、続いてTMAのみを止め、Mgを $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドーピングしたp型 GaN よりなる第2の層を20オングストロームの膜厚で成長させる。そしてこの操作をそれぞれ100回繰り返し、総膜厚0.4 μm の超格子層よりなるp側クラッド層19を形成する。

最後に、1050℃で、p側クラッド層19の上に、Mgを $2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドーピングしたp型 GaN よりなるp側コンタクト層20を150オングストロームの膜厚で成長させる。

反応終了後、温度を室温まで下げ、さらに窒素雰囲気中、ウェーハを反応容器内において、700℃でアニーリングを行い、p型層をさらに低抵抗化する。尚、アニーリングの詳細な方法については、本発明者らが先に出願した米国特許第5,306,662号に開示され、本実施例のアニーリングについても米国特許第5,306,662号に開示された方法を用いて行う。

アニーリング後、ウェーハを反応容器から取り出し、図2に示すように、RIE装置により最上層のp側コンタクト層20と、p側クラッド層19とをエッチングして、4μmのストライプ幅を有するリッジ形状とする。

次にリッジ表面にマスクを形成し、図2に示すように、ストライプ状のリッジに対して左右対称にして、n側コンタクト層12の表面を露出させる。

次にp側コンタクト層20のストライプリッジ最表面のほぼ全面にNiとAuよりなるp電極21を形成する。一方、TiとAlよりなるn電極23をストライプ状のn側コンタクト層3のほぼ全面に形成する。

次に、図2に示すようにp電極21と、n電極23との間に露出した窒化物半導体層の表面にSiO₂よりなる絶縁膜25を形成し、この絶縁膜25を介してp電極21と電氣的に接続したpパッド電極22、及びnパッド電極24を形成する。

以上のようにして、n電極とp電極とを形成したウェーハを研磨装置に移送し、ダイヤモンド研磨剤を用いて、窒化物半導体を形成していない側のサファイア基板1をラッピングし、基板の厚さを50μmとする。ラッピング後、さらに細かい研磨剤で1μmポリッシングして基板表面を鏡面状とする。

基板研磨後、研磨面側をスクライブして、ストライプ状の電極に垂直な

方向でバー状に劈開し、劈開面に共振器を作製する。共振器面に SiO_2 と TiO_2 よりなる誘電体多層膜を形成し、最後に p 電極に平行な方向で、バーを切断してレーザチップとした。次にチップをフェースアップ（基板とヒートシンクとが対向した状態）でヒートシンクに設置し、それぞれの電極をワイヤーボンディングして、室温でレーザ発振を試みたところ、室温において、閾値電流密度 2.9 kA/cm^2 、閾値電圧 4.4 V で、発振波長 405 nm の連続発振が確認され、 50 時間以上の寿命を示した。

（比較例 1）

一方、第 2 のバッファ層 112 を成長させず、さらに n 側コンタクト層 12 を Si を $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ ドープした n 型 GaN 単一で $5 \mu\text{m}$ 成長させ、n 側クラッド層 14 を Si を $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 単一で $0.4 \mu\text{m}$ 成長させ、p 側クラッド層 19 を Mg を $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープした p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 単一で $0.4 \mu\text{m}$ 成長させ、さらに p 側コンタクト層 20 を Mg を $2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープした単一の p 型 GaN を $0.2 \mu\text{m}$ 成長させる他は実施例 1 と同様にしてレーザ素子を得た。つまり基本構成として、表 1 に示すように構成する。

表 1

基板	10...サファイア	
バッファ層	11...Ga N	200 Å
nコンタクト層	12...Si ドープ n 型 Ga N Si : $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$	5 μm
クラック防止層	13...Si ドープ n 型 In 0.1 Ga 0.9 N Si : $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$	500 Å
nクラッド層	14...Si ドープ n 型 Al 0.2 Ga 0.8 N Si : $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$	0.5 μm
n光ガイド層	15...Si ドープ n 型 Ga N Si : $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$	0.1 μm
活性層 (MQW)	16...Si ドープ In 0.2 Ga 0.8 N	25 Å
(総膜厚175 Å)	Si ドープ In 0.01 Ga 0.95 N Si : $8 \times 10^{18} / \text{cm}^3$	50 Å
キャップ層	17...Mg ドープ p 型 Al 0.1 Ga 0.9 N Mg : $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$	300 Å
p光ガイド層	18...Mg ドープ p 型 Ga N Mg : $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$	0.1 μm
pクラッド層	19...Mg ドープ p 型 Al 0.2 Ga 0.8 N Mg : $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$	0.5 μm
pコンタクト層	20...Mg ドープ p 型 Ga N Mg : $2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$	0.2 μm

このように構成した比較例のレーザ素子は、閾値電流密度 7 k A/cm^2 で連続発振が確認されたが、閾値電圧は 8.0 V 以上あり、数分で切れてしまった。

[実施例 2]

実施例 1 において、n 側コンタクト層 12 を、Si を $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ よりなる第 1 の層を 30 \AA の膜厚で成長させ、続いて、アンドープの GaN よりなる第 2 の層を 30 \AA の膜厚で成長させて、これを繰り返し、総膜厚 $1.2 \mu\text{m}$ の超格子構造とする。それ以外の構造は実施例 1 と同様の構造を有するレーザ素子としたところ、閾値電流密度 2.7 k A/cm^2 、閾値電圧 4.2 V で、寿命も 60 時間以上を示した。

[実施例 3]

実施例 2 において、n 側コンタクト層 12 を構成する超格子において、第 2 の層を Si を $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした GaN とする他は、実施例 2 と同様の構造を有するレーザ素子を作製したところ、実施例 2 とほぼ同等の特性を有するレーザ素子が得られた。

[実施例 4]

実施例 1 において、第 2 のバッファ層 112 を、Si を $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドープした GaN として、 $4 \mu\text{m}$ 成長させる他は、実施例 1 と同様の構造を有するレーザ素子を作製したところ、閾値電流密度 2.9 k A/cm^2 、閾値電圧 4.5 V に上昇したが、寿命は 50 時間以上を示した。

[実施例 5]

実施例 1 において、n 側コンタクト層 12 を、Si を $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第 1 の層を 60 \AA の膜厚で成長させ、続いて、Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした GaN より

なる第2の層を40オングストロームの膜厚で成長させて、順次これを繰り返して、総膜厚2 μ mの超格子構造とする。そして、n側クラッド層14をSiを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 単一で0.4 μ m成長させる。それ以外の構造は実施例1と同様の構造を有するレーザ素子としたところ、閾値電流密度3.2kA/cm²、閾値電圧4.8Vで、寿命も30時間以上を示した。

[実施例6]

実施例6は、実施例1と比較して、以下の(1)、(2)が異なる他は、実施例1と同様に構成される。

(1) バッファ層11成長後、TMGのみ止めて、温度を1050℃まで上昇させる。1050℃になったら、原料ガスにTMA、TMG、アンモニア、シランを用い、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第1の層を60オングストロームの膜厚で成長させ、続いて、シラン、TMAを止めアンドープのGa_{0.8}Nよりなる第2の層を40オングストロームの膜厚で成長させる。そして第1層+第2層+第1層+第2層+・・・というように超格子層を構成し、それぞれ第1の層を500層、第2の層を500層交互に積層し、総膜厚5 μ mの超格子よりなるn側コンタクト層12を形成する。

(2) 次に、実施例1と同様にして、Siを $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなるクラック防止層13を500オングストロームの膜厚で成長させる。

そして、温度を1050℃にして、TMA、TMG、アンモニア、シランを用い、Siを $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープしたn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなるn側クラッド層14を0.5 μ mの膜厚で成長させる。

後の、n側クラッド層14から上は、実施例1のレーザ素子と同様の構

造を有するレーザ素子とする。つまり表1の基本構造において、n側コンタクト層12、及びp側クラッド層19を超格子とし、p側コンタクト層20の膜厚を実施例1のように150オングストロームとするレーザ素子を作製する。このレーザ素子は閾値電流密度 3.2 k A/cm^2 、閾値電圧4.8Vで、405nmの連続発振が確認され、寿命も30時間以上を示した。

さらに、実施例6の構造のLD素子のp側コンタクト層の膜厚を順次変更した際、そのp側コンタクト層の膜厚と、LD素子の閾値電圧との関係を図5に示す。これはp側コンタクト層が、左から順にA（10オングストローム以下）、B（10オングストローム）、C（30オングストローム）、D（150オングストローム、本実施例）、E（500オングストローム）、F（ $0.2 \mu\text{m}$ ）、G（ $0.5 \mu\text{m}$ ）、H（ $0.8 \mu\text{m}$ ）の場合の閾値電圧を示している。この図に示すように、p側コンタクト層の膜厚が500オングストロームを超えると閾値電圧が次第に上昇する傾向にある。p側コンタクト層20の膜厚は500オングストローム以下、さらに好ましくは300オングストローム以下であることが望ましい。なお10オングストローム以下（およそ1原子層、2原子層近く）になると、下部のp側クラッド層19の表面が露出してくるため、p電極のコンタクト抵抗が悪くなり、閾値電圧は上昇する傾向にある。しかしながら、本発明のLD素子では超格子層を有しているために、閾値電圧が比較例のものに比べて大幅に低下している。

（比較例2）

表1の構成のレーザ素子において、n側クラッド層14をSiを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第1の層を180オングストロームの膜厚で成長させ、続いてアンドープの Ga N よりなる第2

の層を120オングストロームの膜厚で成長させ、総膜厚0.6 μm の多層膜とする。つまり第1の層と第2の層の膜厚を厚くした構造で構成してレーザ素子を作製したところ、閾値電流密度6.5 kA/cm^2 で連続発振が確認され、閾値電圧が7.5Vであった。なおこのレーザ素子は数分で切れてしまった。

[実施例7]

実施例6において、p側クラッド層19をMgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 、60オングストロームよりなる第1の層と、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型GaN、40オングストロームよりなる第2の層とを積層した総膜厚0.5 μm の超格子構造とする他は実施例6と同様のレーザ素子を作製する。つまり、実施例6のp側クラッド層19を構成する超格子層の膜厚を変える他は同様にしてレーザ素子を作製したところ、閾値電圧が実施例6のレーザ素子に比較して若干上昇する傾向にあったが、20時間以上の寿命を示した。

[実施例8]

実施例7において、さらにn側クラッド層14をSiを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 、60オングストロームよりなる第1の層と、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型GaN、40オングストロームよりなる第2の層とを積層した総膜厚0.5 μm の超格子構造とする他は実施例7と同様のレーザ素子を作製する。つまり、実施例6のn側コンタクト層12、p側クラッド層19に加えてn側クラッド層を超格子としたレーザ素子は、実施例6とほぼ同等の特性を有していた。

[実施例9]

実施例1において、第2のバッファ層112を成長させずに、表1に示すように、第1のバッファ層11の上に、直接n側コンタクト層12とし

てSiを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型Ga_{0.99}N層を5 μm成長させる。その他は、実施例1と同様の構造を有するレーザ素子とする。つまり、表1の基本構造において、n側クラッド層14を200 ÅのSi ($1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$) ドープn型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nよりなる第1の層と、200 ÅのアンドープGa_{0.99}Nよりなる第2の層とを積層してなる総膜厚0.4 μmの超格子構造とする。さらにp側クラッド層19を200 ÅのMg ($1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) ドープp型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nよりなる第1の層と、200 ÅのMg ($1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) ドープp型Ga_{0.99}Nよりなる第2の層とを積層してなる総膜厚0.4 μmの超格子構造とする。さらにまたp側コンタクト層20を実施例1のように150 ÅのMg ($2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) ドープp型Ga_{0.99}Nとしたところ、閾値電流密度3.3 kA/cm²で、405 nmの連続発振が確認され、閾値電圧は5.0 V、寿命も30時間以上を示した。

[実施例10]

実施例9において、n側クラッド層14の超格子を構成する第2の層を、Siを $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドープしたGa_{0.99}Nとする他は、実施例9と同様のレーザ素子を作製する。つまりバンドギャップエネルギーの大きい方の層に、Siを多くドープする他は、実施例9と同様にして作製したレーザ素子は、実施例9とほぼ同等の特性を示した。

[実施例11]

実施例9において、n側クラッド層14を構成する第2の層を、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたn型In_{0.01}Ga_{0.99}Nとする他は同様にしてレーザ素子を作製する。つまりn側クラッド層14の超格子を構成する第2の層の組成をInGa_{0.99}Nとし、第1の層と第2の層との不純物濃度を同じにする他は、実施例9と同様にして作製したレーザ素子は、実施例9と

ほぼ同等の特性を示した。

〔実施例 12〕

実施例 9 において、n 側クラッド層 14 を構成する第 1 の層 ($\text{Si} : 1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープ $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) の膜厚を 60 オングストロームとし、第 2 の層を Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした 40 オングストロームの GaN とし、総膜厚 0.5 μm の超格子構造とする。さらに p 側クラッド層 19 を構成する第 1 の層 ($\text{Mg} : 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープ $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) の膜厚を 60 オングストロームとし、第 2 の層 ($\text{Mg} : 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープ : GaN) の膜厚を 40 オングストロームとし、総膜厚 0.5 μm の超格子構造とする。つまり n 側クラッド層 14 を構成する第 1 の層と第 2 の層のドープ量を同じにして、膜厚を変化させ、p 側クラッド層 19 を構成する第 1 の層と第 2 の層との膜厚を変化させる他は、実施例 9 と同様にしてレーザ素子を作製したところ、閾値電流密度 3.4 kA/cm^2 で、405 nm の連続発振が確認され、閾値電圧は 5.2 V、寿命も 20 時間以上を示した。

〔実施例 13〕

実施例 11 において、n 側クラッド層 14 を構成する第 2 の層 (GaN) の Si 濃度を $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ とする他は実施例 11 と同様の構造を有するレーザ素子を作製したところ、実施例 11 とほぼ同等の特性を有するレーザ素子が作製できた。

〔実施例 14〕

実施例 11 において、n 側クラッド層 14 を構成する第 2 の層 (GaN) をアンドープとする他は実施例 11 と同様の構造を有するレーザ素子を作製したところ、実施例 11 とほぼ同等の特性を有するレーザ素子が作製できた。

[実施例 15]

実施例 9 において、n 側クラッド層 14 を Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 単一で $0.4 \mu\text{m}$ 成長させる他は同様にしてレーザ素子を作製する。つまり、表 1 の基本構造において、p 側クラッド層 19 のみを実施例 1 のように Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第 1 の層、20 オングストロームと、Mg を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした p 型 GaN よりなる第 2 の層 20 オングストロームとからなる総膜厚 $0.4 \mu\text{m}$ の超格子構造とし、さらに、p 側コンタクト層 20 を実施例 1 のように 150 オングストロームの Mg ($2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) ドープ p 型 GaN としたところ、同じく閾値電流密度 $3.4 \text{ kA}/\text{cm}^2$ で、405 nm の連続発振が確認され、閾値電圧は 5.1 V、寿命は 20 時間以上を示した。

[実施例 16]

実施例 15 において、p 側クラッド層 19 を構成する超格子層の膜厚を第 1 の層 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) を 60 オングストロームとし、第 2 の層 (GaN) を 40 オングストロームとして積層し、総膜厚 $0.5 \mu\text{m}$ とする他は実施例 14 と同様のレーザ素子を得たところ、閾値電圧は若干上昇する傾向にあったが、寿命は 20 時間以上あった。

[実施例 17]

実施例 9 において、p 側クラッド層 19 を Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 単一で $0.4 \mu\text{m}$ 成長させる他は同様にしてレーザ素子を作製する。つまり、表 1 の基本構造において、n 側クラッド層 14 のみを実施例 1 のように Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第 1 の層、20 オングストロームと、アンドープの GaN よりなる第 2 の層 20 オングストロームとからなる総膜厚 $0.4 \mu\text{m}$

mの超格子構造とし、さらに、p側コンタクト層20を実施例1のように150オングストロームのMg ($2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) ドープp型GaNとしたところ、同じく閾値電流密度3.5 kA/cm²で、405 nmの連続発振が確認され、閾値電圧は5.4 V、寿命は10時間以上を示した。

[実施例18]

実施例17において、n側クラッド層14を構成する超格子層の膜厚を第1の層 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) を70オングストロームとし、第2の層をSiを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 、70オングストロームとして積層し、総膜厚0.49 μm とする他は実施例17と同様のレーザ素子を得たところ、実施例16に比べて閾値電圧が若干上昇する傾向にあったが、同じく10時間以上の寿命を有するレーザ素子が得られた。

[実施例19]

実施例17において、n側クラッド層14を構成する超格子層の膜厚を第1の層 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) を60オングストロームとし、第2の層 (アンドープGaN) を40オングストロームとして積層し、総膜厚0.5 μm とする他は実施例16と同様のレーザ素子を得たところ、実施例17に比べて閾値電圧が若干上昇する傾向にあったが、同じく10時間以上の寿命を有するレーザ素子が得られた。

[実施例20]

実施例9において、さらにn側光ガイド層15をアンドープのGaNよりなる第1の層、20オングストロームと、アンドープの $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなる第2の層、20とを積層してなる総膜厚800オングストロームの超格子層とする。それに加えて、p側光ガイド層18もアンドープのGaNよりなる第1の層、20オングストロームと、アンドープの $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなる第2の層、20オングストロームとを積層してなる総

膜厚 800 オングストロームの超格子構造とする。つまり、表 1 の基本構造において、n 側クラッド層 14、n 側光ガイド層 15、p 側光ガイド層 18、及び p 側クラッド層 19 とを超格子構造とし、さらにまた p 側コンタクト層 20 を実施例 1 のように 150 オングストロームの Mg ($2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$) ドープ p 型 GaN としたところ、閾値電流密度 $2.9 \text{ kA}/\text{cm}^2$ で、405 nm の連続発振が確認され、閾値電圧は 4.4 V、寿命も 60 時間以上を示した。

[実施例 21]

本実施例は図 1 の LED 素子を元に説明する。実施例 1 と同様にしてサファイアよりなる基板 1 の上に GaN よりなるバッファ層 2 を 200 オングストロームの膜厚で成長させ、次いで Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 GaN よりなるコンタクト層を $5 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させ、次に $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}$ よりなる膜厚 30 オングストロームの単一量子井戸構造よりなる活性層 4 を成長させる。

(p 側超格子層)

次に、実施例 1 と同様にして、Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第 1 の層を 20 オングストロームの膜厚で成長させ、続いて Mg を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした p 型 GaN よりなる第 2 の層を 20 オングストロームの膜厚で成長させ、総膜厚 $0.4 \mu\text{m}$ の超格子よりなる p 側クラッド層 5 を成長させる。この p 側クラッド層 4 の膜厚も特に限定しないが、100 オングストローム以上、 $2 \mu\text{m}$ 以下、さらに好ましくは 500 オングストローム以上、 $1 \mu\text{m}$ 以下で成長させることが望ましい。

次にこの p 側クラッド層 5 の上に Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした p 型 GaN 層を $0.5 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。成長後、ウェーハを反応容器

から取り出し実施例 1 と同様にして、アニーリングを行った後、p 側コンタクト層 6 側からエッチングを行い n 電極 9 を形成すべき n 側コンタクト層 3 の表面を露出させる。最上層の p 側コンタクト層 6 のほぼ全面に膜厚 200 オングストロームの Ni-Au よりなる透光性の p 電極 7 を形成し、その全面電極 7 の上に Au よりなる p パッド電極 8 を形成する。露出した n 側コンタクト層の表面にも Ti-Al よりなる n 電極 9 を形成する。

以上のようにして電極を形成したウェーハを $350\ \mu\text{m}$ 角のチップに分離して LED 素子としたところ、 $I_f 20\text{mA}$ において 520nm の緑色発光を示し、 V_f は 3.2V であった。これに対し、p 側クラッド層 5 を単一の Mg ドープ $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ で構成した LED 素子の V_f は 3.4V であった。さらに静電耐圧は本実施例の方が 2 倍以上の静電耐圧を有していた。

[実施例 2 2]

実施例 2 1 において、p 側クラッド層 5 を構成する超格子層を、第 1 の層の膜厚を 50 オングストロームとし、第 2 の層を Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした GaN、50 オングストロームとして、それぞれ 25 層積層し、総膜厚 $0.25\ \mu\text{m}$ の超格子とする他は同様にして LED 素子を作成したところ、実施例 2 1 とほぼ同等の特性を有する LED 素子が得られた。

[実施例 2 3]

実施例 2 1 において、p 側クラッド層 5 を構成する超格子層の厚さを、第 1 の層 100 オングストローム、第 2 の層を 70 オングストロームの膜厚として、総膜厚 $0.25\ \mu\text{m}$ の超格子とする他は同様にして LED 素子を作成したところ、 V_f は 3.4V であったが、静電耐圧は従来のものよりも 20% 以上優れていた。

[実施例 2 4]

実施例 2 1 において、n 側コンタクト層 3 を成長させる際、Si を $2 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第 1 の層を 60 オングストローム、アンドープの GaN よりなる第 2 の層を 40 オングストロームの膜厚で成長させ、それぞれ第 1 の層を 500 層、第 2 の層を 500 層交互に積層し、総膜厚 $5 \mu\text{m}$ の超格子とする。その他は実施例 1 2 と同様にして LED 素子を作製したところ、同じく $I_f 20 \text{mA}$ において、 V_f は 3.1 V に低下し、静電耐圧は従来に比較比較して 2.5 倍以上に向上した。

[実施例 2 5]

実施例 2 3 において、p 側クラッド層 5 を構成する超格子の第 1 の層 ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$) の膜厚を 60 オングストロームとし、第 2 の層の膜厚を 40 オングストロームとして、それぞれ 2.5 層交互に積層して、総膜厚 $0.3 \mu\text{m}$ とする他は同様の構造を有する LED 素子を作製したところ、 V_f は 3.2 V で、静電耐圧は従来の 2 倍以上であった。

[実施例 2 6]

本実施例は図 6 に示すレーザ素子を基に説明する。図 6 も、図 2 と同様にレーザ光の共振方向に垂直な方向で素子を切断した際の断面図であるが、図 2 と異なるところは、基板 10 に GaN よりなる基板 101 を用いているところと、第 2 のバッファ層 112 を成長させずに、n 型不純物をドープした第 3 のバッファ層 113 を成長させているところにある。この図 6 に示すレーザ素子は以下の方法によって得られる。

まずサファイア基板上に MOVPE 法、若しくは HVPE 法を用いて、Si を $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした GaN 層を厚さ $300 \mu\text{m}$ で成長させた後、サファイア基板を除去して厚さ $300 \mu\text{m}$ の Si ドープ GaN 基板 101 を作製する。GaN 基板 101 は、このように窒化物半導体と異なる

基板の上に、例えば $100\mu\text{m}$ 以上の膜厚で成長させた後、その異種基板を除去することによって得られる。Ga N基板101はアンドープでも良いし、またn型不純物をドーピングして作製しても良い。n型不純物をドーピングする場合には通常 $1\times 10^{17}/\text{cm}^3\sim 1\times 10^{19}/\text{cm}^3$ の範囲で不純物をドーピングすると結晶性の良いGa N基板が得られる。

Ga N基板101作製後、温度を 1050°C にして、Siを $3\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドーピングしたn型Ga Nよりなる第3のバッファ層113を $3\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。なお第3のバッファ層113は図1、図2においてn側コンタクト層14に相当する層であるが、電極を形成する層ではないので、ここではコンタクト層とは言わず、第3のバッファ層113という。なおGa N基板101と第3のバッファ層113との間に、実施例1と同様にして低温で成長させる第1のバッファ層を成長させても良いが、第1のバッファ層を成長させる場合には、 300 オングストローム以下にすることが望ましい。

次に第3のバッファ層113の上に、実施例1と同様にSiを $5\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドーピングした $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなるクラック防止層13を 500 オングストロームの膜厚で成長させる。

次に、Siを $5\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドーピングしたn型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第1の層、 20 オングストロームと、Siを $5\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドーピングしたGa Nよりなる第2の層 20 オングストロームとを 100 回交互に積層した、総膜厚 $0.4\mu\text{m}$ の超格子層よりなるn側クラッド層14を成長させる。

次に実施例1と同様に、Siを $5\times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドーピングしたn型Ga Nよりなるn側光ガイド層15を $0.1\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。

次に、アンドープ $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる井戸層、 25 オングストロームと、アンドープGa Nよりなる障壁層 50 オングストロームとを成長

させ、交互に2回繰り返し、最後に井戸層を積層した総膜厚175オングストロームの多重量子井戸構造(MQW)の活性層16を成長させる。

次に、実施例1と同様に、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなるp側キャップ層17を300オングストロームの膜厚で成長させ、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型GaNよりなるp側光ガイド層18を0.1 μm の膜厚で成長させる。

次に実施例1と同様にして、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第1の層、20オングストロームと、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型GaNよりなる第2の層、20オングストロームよりなる、総膜厚0.4 μm の超格子層よりなるp側クラッド層19を形成し、最後に、p側クラッド層19の上に、Mgを $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型GaNよりなるp側コンタクト層20を150オングストロームの膜厚で成長させる。

反応終了後、700℃でアニーリングした後、実施例1と同様に、RIE装置により最上層のp側コンタクト層20と、p側クラッド層19とをエッチングして、4 μm のストライプ幅を有するリッジ形状とする。

次に、実施例1と同じくp側コンタクト層20のストライプリッジ最表面のほぼ全面にNiとAuよりなるp電極21を形成し、GaN基板101の裏面のほぼ全面に、TiとAlよりなるn電極23を形成する。

次に、図6に示すようにp電極21の面積を除く、p側クラッド層19の SiO_2 よりなる絶縁膜25を形成し、この絶縁膜25を介して、p電極21と電氣的に接続したpパッド電極22を形成する。

電極形成後、p電極21に垂直な方向でGaN基板101をバー状に劈開し、劈開面に共振器を作製する。なおGaN基板の劈開面はM面とする。劈開面に SiO_2 と TiO_2 よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極

に平行な方向で、バーを切断して図6に示すレーザチップとした。次にチップをフェースアップ（基板とヒートシンクとが対向した状態）でヒートシンクに設置し、pパッド電極22をワイヤーボンディングして、室温でレーザ発振を試みたところ、室温において、閾値電流密度 2.5 k A/cm^2 、閾値電圧 4.0 V で、発振波長 405 nm の連続発振が確認され、 500 時間以上の寿命を示した。これは基板にGaNを使用したことにより、結晶欠陥の広がりが少なくなったことによる。

以下、適宜、図面を参照して本発明の実施形態3に基づく実施例について説明する。図4は図3のレーザ素子の形状を示す斜視図である。

[実施例27]

サファイア（C面）よりなる基板の上にGaNよりなるバッファ層を介してGaNよりなる単結晶を $50 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させたGaN基板100を用意する。このGaN基板100を反応容器内にセットし、温度を 1050°C まで上げ、キャリアガスに水素、原料ガスにアンモニアとTMG（トリメチルガリウム）、不純物ガスとしてシランガスを用い、GaN基板100上にSiを $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープしたGaNよりなるn側バッファ層11を $4 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。このバッファ層は、図3のような構造の発光素子を作製した場合にはn電極を形成するためのコンタクト層としても作用する。さらに、このn側バッファ層は高温で成長させるバッファ層であり、例えばサファイア、SiC、スピネルのように窒化物半導体と異なる材料よりなる基板の上に、 900°C 以下の低温において、GaN、AlN等を、 $0.5 \mu\text{m}$ 以下の膜厚で直接成長させるバッファ層とは区別される。

（n側クラッド層14＝超格子層）

続いて、 1050°C でTMA（トリメチルアルミニウム）、TMG、ア

ンモニア、シランガスを用い、 Si を $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる第1の層を40オングストロームの膜厚で成長させ、続いてシランガス、TMAを止め、アンドープの GaN よりなる第2の層を40オングストロームの膜厚で成長させる。そして第1層+第2層+第1層+第2層+・・・というように超格子層を構成し、それぞれ100層ずつ交互に積層し、総膜厚 $0.8 \mu\text{m}$ の超格子よりなる n 側クラッド層14を成長させる。

(n 側光ガイド層15)

続いて、シランガスを止め、 1050°C でアンドープ GaN よりなる n 側光ガイド層15を $0.1 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。この n 側光ガイド層は、活性層の光ガイド層として作用し、 GaN 、 InGaN を成長させることが望ましく、通常100オングストローム $\sim 5 \mu\text{m}$ 、さらに好ましくは200オングストローム $\sim 1 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させることが望ましい。またこの層をアンドープの超格子層とすることもできる。超格子層とする場合にはバンドギャップエネルギーは活性層より大きく、 n 側クラッド層の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりも小さくする。

(活性層16)

次に、原料ガスにTMG、TMI、アンモニアを用いて活性層16を成長させる。活性層16は温度を 800°C に保持して、アンドープ $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる井戸層を25オングストロームの膜厚で成長させる。次にTMIのモル比を変化させるのみで同一温度で、アンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ よりなる障壁層を50オングストロームの膜厚で成長させる。この操作を2回繰り返し、最後に井戸層を積層した総膜厚175オングストロームの多重量子井戸構造(MQW)の活性層を成長させる。活性層は本実施例のようにアンドープでもよいし、また n 型不純物及び／又は p 型

不純物をドーピングしても良い。不純物は井戸層、障壁層両方にドーピングしても良く、いずれか一方にドーピングしてもよい。

(p側キャップ層17)

次に、温度を1050℃に上げ、TMG、TMA、アンモニア、 Cp_2Mg （シクロペンタジエニルマグネシウム）を用い、p側光ガイド層18よりもバンドギャップエネルギーが大きい、 Mg を $1 \times 10^{20}/cm^3$ ドーピングしたp型 $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ よりなるp側キャップ層19を300オングストロームの膜厚で成長させる。このp型キャップ層17は前に述べたように、0.1 μm 以下の巻く厚保で形成し、膜厚の下限は特に限定しないが、10オングストローム以上の膜厚で形成することが望ましい。

(p側光ガイド層18)

続いて Cp_2Mg 、TMAを止め、1050℃で、バンドギャップエネルギーがp側キャップ層17よりも小さい、アンドープ GaN よりなるp側光ガイド層18を0.1 μm の膜厚で成長させる。この層は、活性層の光ガイド層として作用し、n型光ガイド層15と同じく GaN 、 $InGa$ Nで成長させることが望ましい。なお、このp側光ガイド層をアンドープの窒化物半導体、不純物をドーピングした窒化物半導体よりなる超格子層とすることもできる。超格子層とする場合にはバンドギャップエネルギーは活性層の井戸層より大きく、p側クラッド層の $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ よりも小さくする。

(p側クラッド層19)

続いて、1050℃で Mg を $1 \times 10^{20}/cm^3$ ドーピングしたp型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ よりなる第3の層を40オングストロームの膜厚で成長させ、続いてTMAのみを止め、アンドープ GaN よりなる第4の層を40オングストロームの膜厚で成長させる。そしてこの操作をそれぞれ100回繰り返す。

返し、総膜厚 $0.8 \mu\text{m}$ の超格子層よりなる p 側クラッド層 19 を形成する。

(p 側コンタクト層 20)

最後に、 1050°C で、p 側クラッド層 19 の上に、Mg を $2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープした p 型 GaN よりなる p 側コンタクト層 20 を 150 オングストロームの膜厚で成長させる。p 側コンタクト層 20 は p 型の $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq x$ 、 $0 \leq y$ 、 $x+y \leq 1$) で構成することができ、好ましくは Mg をドープした GaN とすれば、p 電極 21 と最も好ましいオーミック接触が得られる。また p 型 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ を含む超格子構造の p 側クラッド層 19 に接して、バンドギャップエネルギーの小さい窒化物半導体を p 側コンタクト層として、その膜厚を 500 オングストローム以下と薄くしているために、実質的に p 側コンタクト層 20 のキャリア濃度が高くなり p 電極と好ましいオーミックが得られて、素子の閾値電流、電圧が低下する。

以上のようにして窒化物半導体を成長させたウェーハを反応容器内において、窒素雰囲気中 700°C でアニーリングを行い、p 型不純物をドープした層をさらに低抵抗化させる。尚、アニーリングの詳細な方法については、本発明者らが先に出願した米国特許第 5,306,662 号に開示され、本実施例のアニーリングについても米国特許第 5,306,662 号に開示された方法を用いて行う。

アニーリング後、ウェーハを反応容器から取り出し、図 3 に示すように、RIE 装置により最上層の p 側コンタクト層 20 と、p 側クラッド層 19 とをエッチングして、 $4 \mu\text{m}$ のストライプ幅を有するリッジ形状とする。このように、活性層よりも上部にある層をストライプ状のリッジ形状とすることにより、活性層の発光がストライプリッジの下に集中するようになっ

て閾値が低下する。特に超格子層よりなるp側クラッド層19以上の層をリッジ形状とすることが好ましい。

次にリッジ表面にマスクを形成し、RIEにてエッチングを行い、n側バッファ層11の表面を露出させる。露出させたこのn側バッファ層11はn電極23を形成するためのコンタクト層としても作用する。なお図3ではn側バッファ層11をコンタクト層としているが、GaN基板100までエッチングを行い、露出したGaN基板100をコンタクト層とすることもできる。

次にp側コンタクト層20のリッジ最表面にNiとAuよりなるp電極21をストライプ状に形成する。p側コンタクト層と好ましいオーミックが得られるp電極21の材料としては、例えばNi、Pt、Pd、Ni/Au、Pt/Au、Pd/Au等を挙げることができる。

一方、TiとAlよりなるn電極23を先ほど露出させたn側バッファ層11の表面にストライプ状に形成する。n側バッファ層11、またはGaN基板100と好ましいオーミックが得られるn電極23の材料としてはAl、Ti、W、Cu、Zn、Sn、In等の金属若しくは合金が好ましい。

次に、図3に示すようにp電極21と、n電極23との間に露出した窒化物半導体層の表面にSiO₂よりなる絶縁膜25を形成し、この絶縁膜25を介してp電極21と電氣的に接続したpパッド電極22、及びnパッド電極24を形成する。このpパッド電極22は実質的なp電極21の表面積を広げて、p電極側をワイヤーボンディング、ダイボンディングできるようにする作用がある。一方、nパッド電極24はn電極23の剥がれを防止する作用がある。

以上のようにして、n電極とp電極とを形成したウェーハを研磨装置に

移送し、ダイヤモンド研磨剤を用いて、窒化物半導体を形成していない側のサファイア基板をラッピングし、サファイア基板の厚さを $70\mu\text{m}$ とする。ラッピング後、さらに細かい研磨剤で $1\mu\text{m}$ ポリシングして基板表面を鏡面状とし、 Au/Sn で全面をメタライズする。

その後、 Au/Sn 側をスクライブして、ストライプ状の電極に垂直な方向でバー状に劈開し、劈開面に共振器を作製する。共振器面に SiO_2 と TiO_2 よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極に平行な方向で、バーを切断してレーザチップとした。次にチップをフェースアップ（基板とヒートシンクとが対向した状態）でヒートシンクに設置し、それぞれの電極をワイヤーボンディングして、室温でレーザ発振を試みたところ、室温において、閾値電流密度 2.0 kA/cm^2 、閾値電圧 4.0 V で、発振波長 405 nm の連続発振が確認され、 1000 時間以上の寿命を示した。

〔実施例28〕

図7は本発明の他の実施例に係るレーザ素子の構造を示す模式的な断面図であり、図3と同じくレーザ光の共振方向に垂直な方向で素子を切断した際の図を示している。以下この図を元に実施例28について説明する。尚、図7において、図3及び図4と同様のものには同様の符号を付して示す。

サファイア（C面）よりなる基板の上に GaN よりなるバッファ層を介して Si を $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした GaN よりなる単結晶を $150\mu\text{m}$ の膜厚で成長させた GaN 基板100を用意する。この GaN 基板100の上に実施例27と同様に、n側バッファ層11を成長させる。

（クラック防止層13）

n側バッファ層11成長後、温度を 800°C にして、原料ガスに TMG 、 TMI 、アンモニア、不純物ガスにシランガスを用い、 Si を 5×10^{18}

/cm³ ドープした $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなるクラック防止層 13 を 500 オングストロームの膜厚で成長させる。このクラック防止層 13 は In を含む n 型の窒化物半導体、好ましくは InGaN で成長させることにより、 Al を含む窒化物半導体層中にクラックが入るのを防止することができる。なおこのクラック防止層は 100 オングストローム以上、 $0.5\mu\text{m}$ 以下の膜厚で成長させることが好ましい。100 オングストロームよりも薄いと前記のようにクラック防止として作用しにくく、 $0.5\mu\text{m}$ よりも厚いと、結晶自体が黒変する傾向にある。

クラック防止層 13 成長後、実施例 27 と同様にして、変調ドープされた超格子よりなる n 側クラッド層 14 と、アンドープ n 側光ガイド層 15 を成長させる。

(n 側キャップ層 20)

続いて TMG、TMA、アンモニア、シランガスを用い、 n 側光ガイド層 15 よりもバンドギャップエネルギーが大きい、 Si を $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなる n 側キャップ層 20 を 300 オングストロームの膜厚で成長させる。

後は実施例 27 と同様にして活性層 16、 p 側キャップ層 17、アンドープ p 側光ガイド層 18、変調ドープされた超格子よりなる p 側クラッド層 19、 p 側コンタクト層 20 を成長させる。

窒化物半導体層成長後、同様にしてアニーリングを行い、 p 型不純物をドープした層をさらに低抵抗化させ、アニーリング後、図 7 に示すように最上層の p 側コンタクト層 20 と、 p 側クラッド層 19 とをエッチングして、 $4\mu\text{m}$ のストライプ幅を有するリッジ形状とする。

リッジ形成後、 p 側コンタクト層 20 のリッジ最表面に Ni/Au よりなる p 電極 21 をストライプ状に形成し、 p 電極 21 以外の最表面の窒化

物半導体層の上に SiO_2 よりなる絶縁膜25を形成し、この絶縁膜25を介してp電極21と電氣的に接続したpパッド電極22を形成する。

以上のようにして、p電極を形成したウェーハを研磨装置に移送し、サファイア基板を研磨により除去し、GaN基板100の表面を露出させる。露出したGaN基板表面のほぼ全面にTi/Alよりなるn電極23を形成する。

電極形成後GaN基板のM面（窒化物半導体を六方晶系で近似した場合に六角柱の側面に相当する面）で劈開し、その劈開面に SiO_2 と TiO_2 よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極に平行な方向で、バーを切断してレーザ素子とする。このレーザ素子も同様に室温において連続発振を示し、実施例27とほぼ同等の特性を示した。

[実施例29]

実施例27において、n側バッファ層11成長後、実施例28と同様にしてクラック防止層13を成長させる。次にそのクラック防止層の上に、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 層単一層のみよりなるn側クラッド層14を $0.4 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。後は実施例27と同様にして、レーザ素子を作製したところ、同じく室温でレーザ発振を示したが、寿命は実施例27のレーザ素子よりも若干短くなった。

[実施例30]

実施例27において、p側クラッド層19成長時に、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 層単一層を $0.4 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させる他は、実施例27と同様にして、レーザ素子を作製したところ、同じく室温でレーザ発振を示したが、寿命は実施例27のレーザ素子よりも若干短くなった。

[実施例31]

実施例 27 において、n 側クラッド層 14 を超格子構造とせずに、Si を $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 層 $0.4 \mu\text{m}$ とする。また、p 側クラッド層も同様に超格子構造とせず、Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 層 $0.4 \mu\text{m}$ とする。代わりに、n 側光ガイド層 15 をアンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 層 30 オングストロームと、Si を $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドープした GaN 層 30 オングストロームとを積層した総膜厚 $0.12 \mu\text{m}$ の超格子構造とし、p 側光ガイド層 18 をアンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 層 30 オングストロームと、Mg を $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドープした GaN 層 30 オングストロームとを積層した総膜厚 $0.12 \mu\text{m}$ の超格子構造とする他は実施例 27 と同様にしてレーザ素子を作製したところ、同じく室温でレーザ発振を示したが、寿命は実施例 27 のレーザ素子よりも若干短くなった。

[実施例 32]

実施例 27 において、n 側バッファ層 11 を形成する際、アンドープ GaN 層を 30 オングストロームと、Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 層を 30 オングストロームとを積層した総膜厚 $1.2 \mu\text{m}$ の超格子層とする。後は実施例 27 と同様にして、n 側クラッド層 14 から上の層を成長させ、レーザ素子とする。但し n 電極を形成する際、エッチングにより露出させる面は、前述の $1.2 \mu\text{m}$ の超格子層の中間とし、その超格子層に n 電極を形成する。このレーザ素子も同様に室温において連続発振し、閾値は実施例 27 のものに比較して若干低下し、寿命は 1000 時間以上であった。

[実施例 33]

図 8 は本発明の他の実施例に係るレーザ素子の構造を示す模式的な断面図であり、他の図面と同一符号は同一層を示している。以下、この図を基

に実施例 3 3 について説明する。

実施例 2 7 と同じく、2 インチφ、(0 0 0 1) C 面を主面とするサファイア基板 3 0 の上に 5 0 0 °C にて、G a N よりなるバッファ層 (図示せず) を 2 0 0 オングストロームの膜厚で成長させた後、温度を 1 0 5 0 °C にしてアンドープ G a N 層 3 1 を 5 μm 膜厚で成長させる。尚、この成長させる膜厚は、5 μm に限定されるものではなく、バッファ層よりも厚い膜厚で成長させて、1 0 μm 以下の膜厚に調整することが望ましい。基板はサファイアその他、S i C、Z n O、スピネル、G a A s 等窒化物半導体を成長させるために知られている、窒化物半導体と異なる材料よりなる基板を用いることができる。

次にこのアンドープ G a N 層 3 1 成長後、ウェーハを反応容器から取り出し、この G a N 層 3 1 の表面に、ストライプ状のフォトマスクを形成し、C V D 装置によりストライプ幅 2 0 μm、ストライプ間隔 (窓部) 5 μm の S i O₂ よりなる保護膜 3 2 を 0. 1 μm の膜厚で形成する。図 8 はストライプの長軸方向に垂直な方向で切断した際の部分的なウェーハの構造を示す模式断面図である。保護膜の形状としてはストライプ状、ドット状、碁盤目状等どのような形状でも良いが、アンドープ G a N 層 3 1 の露出部分、即ち保護膜が形成されていない部分 (窓部) よりも保護膜の面積を大きくする方が、結晶欠陥の少ない G a N 基板 1 0 0 を成長させやすい。保護膜の材料としては、例えば酸化ケイ素 (S i O_x)、窒化ケイ素 (S i_x N_y)、酸化チタン (T i O_x)、酸化ジルコニウム (Z r O_x) 等の酸化物、窒化物、またこれらの多層膜その他、1 2 0 0 °C 以上の融点を有する金属等を用いることができる。これらの保護膜材料は、窒化物半導体の成長温度 6 0 0 °C ~ 1 1 0 0 °C の温度にも耐え、その表面に窒化物半導体が成長しないか、成長しにくい性質を有している。

保護膜 3 2 形成後、ウェーハを再度反応容器内にセットし、1050℃で、アンドープ GaN よりなる GaN 基板 100 となる GaN 層を 10 μm の膜厚に成長させる。成長させる GaN 層の好ましい成長膜厚は、先に形成した保護膜 3 2 の膜厚、大きさによっても異なるが、保護膜 3 2 の表面を覆うように保護膜上部において横方向（厚さ方向に垂直な方向）にも成長するように十分な厚さに成長させる。このように窒化物半導体が成長しにくい性質を有する保護膜 3 2 の表面上に、横方向に GaN 層を成長させる手法で GaN 基板 100 を成長させると、最初は保護膜 3 2 の上には GaN 層が成長せず、窓部のアンドープ GaN 層 3 1 の上に GaN 層が選択成長される。続いて GaN 層の成長を続けると、GaN 層が横方向に成長して、保護膜 3 2 の上に覆いかぶさって行き、隣接した窓から成長した GaN 層同士でつながって、保護膜 3 2 の上に GaN 層が成長したかのような状態となる。つまり、GaN 層 3 1 上に保護膜 3 2 を介して GaN 層を横方向に成長させる。ここで、重要なことは、サファイヤ基板 3 0 の上に成長されている GaN 層 3 1 の結晶欠陥と、保護膜 3 2 の上に成長されている GaN 基板 100 との結晶欠陥の数である。すなわち、異種基板と窒化物半導体との格子定数のミスマッチにより、異種基板の上に成長される窒化物半導体には非常に多くの結晶欠陥が発生し、この結晶欠陥は順次上層に形成される窒化物半導体成長中を、表面まで伝わる。一方、本実施例 3 3 のように、保護膜 3 2 上に横方向に成長された GaN 基板 100 は、異種基板上に直接成長したものではなく、隣接する窓から成長させた GaN 層が、保護膜 3 2 上に横方向に成長することにより成長中につながったものであるため、結晶欠陥の数は異種基板から直接成長したものに比べて非常に少なくなる。従って、異種基板上に成長された窒化物半導体層の上に、部分的に形成された保護膜を形成して、その保護膜上に横方向に成長

されてなるGaN層を基板とすることにより、実施例27のGaN基板に比較して、はるかに結晶欠陥の少ないGaN基板が得られる。実際、アンドープGaN層31の結晶欠陥は $10^{10}/\text{cm}^2$ 以上あるが、この実施例33の方法によるGaN基板100の結晶欠陥は $10^6/\text{cm}^2$ 以下に減少させることができる。

以上のようにしてGaN基板100を形成した後、該GaN基板上に実施例27と同様にしてSiを $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープしたGaNよりなるn側バッファ層、件コンタクト層11を $5 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させた後、実施例28と同様にして、Siを $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ よりなるクラック防止層13を500オングストロームの膜厚で成長させる。尚、クラック防止層13は省略することもできる。

(中央部が高不純物濃度の超格子構造のn側クラッド層14)

次に、 1050°C で、TMG、アンモニアガスを用い、アンドープGaN層を20オングストロームの膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの小さい第2の窒化物半導体層を形成する。次に同温度にて、TMAを追加しアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を5オングストローム成長させ、続いてシランガスを追加しSiを $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を20オングストロームの膜厚で成長させた後、Siを止めてアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層をさらに5オングストロームの膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの大きい厚さ $30 \mu\text{m}$ の第1の窒化物半導体層を形成する。以後同様にして、第2の窒化物半導体層と第1の窒化物半導体層とを交互に繰り返し形成する。尚、実施例33では、第2の窒化物半導体層と第1の窒化物半導体層とがそれぞれ120層になるように積層し、 $0.6 \mu\text{m}$ 厚の、超格子構造よりなるn側クラッド層14を形成する。

次に、実施例 27 と同様にして、n 側光ガイド層 15、活性層 16、p 側キャップ層 17、p 側光ガイド層 18 を順に成長させる。

(中央部が高不純物濃度の超格子構造の p 側クラッド層 19)

次に、1050℃で、TMG、アンモニアガスを用い、アンドープ GaN 層を 20 オングストロームの膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの小さい第 4 の窒化物半導体層を形成する。次に同温度にて、TMA を追加しアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を 5 オングストローム成長させ、続いて Cp_2Mg を追加し Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を 20 オングストロームの膜厚で成長させた後、 Cp_2Mg を止めてアンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層をさらに 5 オングストロームの膜厚で成長させることにより、バンドギャップエネルギーの大きい厚さ $30 \mu\text{m}$ の第 3 の窒化物半導体層を形成する。以後同様にして、第 4 の窒化物半導体層と第 3 の窒化物半導体層とを交互に繰り返し形成する。尚、実施例 33 では、第 4 の窒化物半導体層と第 3 の窒化物半導体層とがそれぞれ 120 層になるように積層し、 $0.6 \mu\text{m}$ 厚の、超格子構造よりなる n 側クラッド層 19 を形成する。

そして最後に、実施例 27 と同様にして p 側コンタクト層 20 を成長させた後、ウェーハを反応容器から取り出し、アニーリングを行った後、エッチングを行い p 側クラッド層 19 以上の層をストライプ状のリッジ形状とする。

次に図 8 に示すようにリッジに対して、左右対称にエッチングを行い、n 電極 23 を形成すべき n 側バッファ層表面を露出させ、n 電極 23 を形成し、一方 p 側コンタクト層 20 のリッジ最表面にも p 電極 21 をストライプ状に形成する。後は実施例 27 と同様にして、レーザ素子を作製したところ、実施例 27 のものに比較して閾値で、電流密度、電圧でおおよそ 1

0%低下し、波長405nmの連続発振寿命は、2000時間以上の寿命を示した。これはGaN基板100に結晶欠陥の少ないものを使用したことによる、窒化物半導体の結晶性の向上によるものが多大である。なお図8において、GaN基板100を例えば80 μ m以上の膜厚で成長させた場合には、異種基板30～保護膜32は除去することも可能である。

[実施例34]

実施例33において、n側クラッド層14を成長させる際、中央部を高不純物濃度とせず、通常のアンドープGaN層を20オングストロームと、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を20オングストロームとを積層し、総膜厚0.6 μ mの超格子構造とする。

一方、p側クラッド層19を成長させる際も、中央部を高不純物濃度とせずに、アンドープGaN層を20オングストロームと、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を20オングストロームとを積層し、総膜厚0.6 μ mの超格子構造とする他は実施例33と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例33のものに比較して、若干閾値は低下したが、寿命はほぼ同じ2000時間以上を示した。

[実施例35]

実施例33において、n側クラッド層14を成長させる際、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたGaN層を25オングストロームと、アンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を25オングストロームとを交互に積層し、総膜厚0.6 μ mの超格子構造とする。一方、p側クラッド層19を成長させる際も、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたGaN層を25オングストロームと、アンドープ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を25オングストロームとを交互に積層し、総膜厚0.6 μ mの超格子構造とする他は実施例33と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例33のものとはほぼ同等の特性、寿命を有す

るレーザ素子が得られた。

〔実施例 3 6〕

実施例 3 3 において、n 側クラッド層 1 4 を成長させる際、Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした GaN 層を 25 オングストロームと、Si を $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を 25 オングストロームとを交互に積層し、総膜厚 0.6 μm の超格子構造とする。一方、p 側クラッド層 1 9 を成長させる際も、Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした GaN 層を 25 オングストロームと、Mg を $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を 25 オングストロームとを交互に積層し、総膜厚 0.6 μm の超格子構造とする他は実施例 3 3 と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例 3 3 のものとほぼ同等の特性、寿命を有するレーザ素子が得られた。

〔実施例 3 7〕

実施例 3 3 において、n 側クラッド層を超格子構造とせずに、Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を 0.6 μm の膜厚で成長させる。一方、p 側クラッド層 1 9 を成長させる際は、Mg を $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした GaN 層を 25 オングストロームと、 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 層を 25 オングストロームとを交互に積層し、総膜厚 0.6 μm の超格子構造とする他は実施例 3 3 と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例 3 3 に比較して閾値は若干上昇したが同じく 1000 時間以上の寿命を示した。

〔実施例 3 8〕

実施例 3 3 において、n 側クラッド層、及び p 側クラッド層の超格子における不純物濃度を通常の変調ドープ（中央部が高濃度ではなく、層内はほぼ均一）とし、n 側バッファ層 1 1 を成長させる際に、Si を $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープした $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 層 50 オングストロームと、アンドー

プGaN層50オングストロームとを交互に成長させ、総膜厚2 μ mの超格子層とする他は実施例33と同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例33のものに比較して、閾値が若干低下し、寿命は3000時間以上を示した。

[実施例39]

実施例33において、n側クラッド層14をアンドープGaN層20オングストロームと、Siを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたAl_{0.1}Ga_{0.9}N層20オングストロームとを積層した総膜厚0.6 μ mの超格子構造とする。次のn側光ガイド層15をSiを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたGaN層25オングストロームと、アンドープAl_{0.05}Ga_{0.95}N層25オングストロームとを交互に成長させ、総膜厚0.1 μ mの超格子構造とする。

一方、p側光ガイド層も、Mgを $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ドープしたGaN層25オングストロームと、アンドープAl_{0.05}Ga_{0.95}N層25オングストロームとを交互に成長させ、総膜厚0.1 μ mの超格子構造とする。次に、p側クラッド層19をアンドープGaN層20オングストロームと、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたAl_{0.1}Ga_{0.9}N層を20オングストロームとを交互に積層した、総膜厚0.6 μ mの超格子構造とする他は、同様にしてレーザ素子を作製したところ、実施例33のものに比較して、若干閾値は低下し、寿命は3000時間以上を示した。

[実施例40]

実施例40は、実施例33と同様、GaN基板100を用いて構成したレーザ素子である。

すなわち、実施例40のレーザ素子は、実施例33と同様に構成されたGaN基板100上に以下の各半導体層が形成されて構成される。

まず、そのGaN基板100の上にSiを $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上ドープ

したn型Ga_{0.99}Nよりなるn側コンタクト層（n側の第2の窒化物半導体層）を2μmの膜厚で成長させる。なお、この層をアンドープのGa_{0.99}Nと、SiをドープしたAl_{0.4}Ga_{0.6}N（0<X≤0.4）からなる超格子層としても良い。

次に、n側コンタクト層を成長させた後、温度を800℃にして、窒素雰囲気中、TMG、TMI、アンモニア、シランガスで、Siを5×10¹⁸/cm³ドープしたIn_{0.1}Ga_{0.9}Nよりなるクラック防止層を500オングストロームの膜厚で成長させる。このクラック防止層はInを含むn型の窒化物半導体、好ましくはInGa_{0.9}Nで成長させることにより、後に成長させるAlを含む窒化物半導体層中にクラックが入るのを防止することができる。なおこのクラック防止層は100オングストローム以上、0.5μm以下の膜厚で成長させることが好ましい。100オングストロームよりも薄いと前記のようにクラック防止として作用しにくく、0.5μmよりも厚いと、結晶自体が黒変する傾向にある。

続いて、1050℃でTMA、TMG、アンモニア、シランガスを用い、Siを1×10¹⁹/cm³ドープしたn型Al_{0.2}Ga_{0.8}Nよりなる層を40オングストロームと、アンドープのGa_{0.99}N層を40オングストロームの膜厚で成長させ、これらの層を交互に、それぞれ100層ずつ積層した、総膜厚0.8μmの超格子よりなるn側クラッド層を成長させる。

続いて、アンドープAl_{0.05}Ga_{0.95}Nよりなるn側光ガイド層を0.1μmの膜厚で成長させる。この層には活性層の光を導波する光ガイド層として作用し、アンドープの他、n型不純物をドープしても良い。またこの層をGa_{0.99}NとAlGa_{0.05}Nからなる超格子層とすることもできる。

次に、アンドープIn_{0.01}Ga_{0.99}Nよりなる活性層を400オングストロームの膜厚で成長させる。

次に、後で形成する p 側光ガイド層よりもバンドキャップエネルギーが大きい Mg を $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ ドープした p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる p 側キャップ層を 300 オングストロームの膜厚で成長させる。

次に、バンドキャップエネルギーが p 側キャップ層よりも小さい、 $\text{Al}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ よりなる p 側光ガイド層を $0.1 \mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。この層は、活性層の光ガイド層として作用する。なお、この p 側光ガイド層をアンドープの窒化物半導体よりなる超格子層とすることもできる。超格子層とする場合にはバンドキャップエネルギーの大きな方の層（障壁層）のバンドキャップエネルギーは活性層より大きく、p 側クラッド層よりも小さくする。

続いて Mg を $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ ドープした p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 層を 40 オングストロームと、アンドープ GaN を 40 オングストロームとを交互に積層成長した総膜厚 $0.8 \mu\text{m}$ の超格子層構造よりなる p 側クラッド層を成長させる。

最後に、p 側クラッド層の上に、Mg を $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ ドープした p 型 GaN よりなる p 側コンタクト層を 150 オングストロームの膜厚で成長させる。特にレーザ素子の場合、AlGa_{0.2}N を含む超格子構造の p 側クラッド層に接して、バンドキャップエネルギーの小さい窒化物半導体を p 側コンタクト層として、その膜厚を 500 オングストローム以下と薄くしているために、実質的に p 側コンタクト層のキャリア濃度が高くなり p 電極と好ましいオーミックが得られて、素子の閾値電流、電圧が低下する傾向にある。

以上のようにして窒化物半導体を成長させたウェーハを所定の温度でアニーリングを行い p 型不純物をドープした層をさらに低抵抗化させた後、ウェーハを反応容器から取り出し、RIE 装置により最上層の p 側コンタ

クト層と、p側クラッド層とをエッチングして、 $4\mu\text{m}$ のストライプ幅を有するリッジ形状とする。このように、活性層よりも上部にある層をストライプ状のリッジ形状とすることにより、活性層の発光がストライプリッジの下に集中するようになって閾値が低下し、特に超格子層よりなるp側クラッド層以上の層をリッジ形状とすることが好ましい。

尚、アニーリングの詳細な方法については、本発明者らが先に出願した米国特許第5,306,662号に開示され、本実施例のアニーリングについても米国特許第5,306,662号に開示された方法を用いて行う。

次にリッジ表面にマスクを形成し、RIEにてエッチングを行い、n側コンタクト層の表面を露出させ、TiとAlよりなるn電極をストライプ状に形成する。一方p側コンタクト層のリッジ最表面にはNiとAuよりなるp電極をストライプ状に形成する。p型GaN層と好ましいオーミックが得られる電極材料としては、例えばNi, Pt, Pd, Ni/Au, Pt/Au, Pd/Au等を挙げることができる。n型GaNと好ましいオーミックが得られる電極材料としてはAl, Ti, W, Cu, Zn, Sn, In等の金属若しくは合金等を挙げることができる。

次に、p電極と、n電極との間に露出した窒化物半導体層の表面にSiO₂よりなる絶縁膜を形成し、この絶縁膜を介してp電極と電氣的に接続したpパッド電極を形成する。このpパッド電極は実質的なp電極の表面積を広げて、p電極側をワイヤーボンディング、ダイボンディングできるようにしている。

以上のようにして、n電極とp電極とを形成したウェーハを研磨装置に移送し、ダイヤモンド研磨剤を用いて、窒化物半導体を形成していない側のサファイア基板をラッピングし、サファイア基板の厚さを $70\mu\text{m}$ とする。ラッピング後、さらに細かい研磨剤で $1\mu\text{m}$ ポリッシングして基板表面

を鏡面状とし、Au/Snで全面をメタライズする。

その後、Au/Sn側をスクライプして、ストライプ状の電極に垂直な方向でバー状に劈開し、劈開面に共振器を作製する、共振器面にSiO₂とTiO₂よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極に平行な方向で、バーを切断してレーザチップとする。次にチップをフェースアップ（基板とヒートシンクとが対向した状態）でヒートシンクに設置し、それぞれの電極をワイヤーボンディングして、室温でレーザ発振を試みたところ、室温において、閾値電流密度2.0 kA/cm²、閾値電圧4.0 Vで、発振波長368 nmの連続発振が確認され、1000時間以上の寿命を示した。

[実施例41]

実施例41以下は実施形態4に基づいて作成されたレーザ素子の例である。以下、図9を参照して実施例41について説明する。

（下地層302）

2インチφ、C面を主面とするサファイアよりなる異種基板301をMOVPE反応容器内にセットし、温度を500℃にして、トリメチルガリウム（TMG）、アンモニア（NH₃）を用い、GaNよりなるバッファ層（図示せず）を200オングストロームの膜厚で成長させる。バッファ層成長後、温度を1050℃にして、同じくGaNよりなる下地層302を4 μmの膜厚に成長させる。

（保護膜303）

下地層302成長後、ウェーハを反応容器から取り出し、この下地層2の表面に、ストライプ状のフォトリソを形成し、CVD装置によりストライプ幅10 μm、ストライプ間隔（窓部）2 μmのSiO₂よりなる保護膜303を1 μmの膜厚で形成する。

（窒化物半導体基板304）

保護膜 303 形成後、ウェーハを再度 MOVPE の反応容器内にセットし、温度を 1050°C にして、TMG、アンモニアを用い、アンドープ GaN よりなる窒化物半導体基板 304 を $20\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。成長後の窒化物半導体基板 304 の表面は保護膜のストライプ中央部と、窓部のストライプ中央部にはストライプ状の保護膜と平行に結晶欠陥が表出していたが、後にレーザ素子のリッジ形成時に、リッジストライプがこの結晶欠陥に係らないようにすることにより、活性層に結晶欠陥が転位せず、素子の信頼性が向上する。

(n 側バッファ層 311 = 兼 n 側コンタクト層)

次に、アンモニアと TMG、不純物ガスとしてシランガスを用い、第 2 の窒化物半導体層 4 の上に Si を $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした GaN よりなる n 側バッファ層 311 を $5\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。

(クラック防止層 312)

次に、TMG、TMI (トリメチルインジウム)、アンモニアを用い、温度を 800°C にして $\text{In}_{0.06}\text{Ga}_{0.84}\text{N}$ よりなるクラック防止層 312 を $0.15\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。

(n 側クラッド層 313 = 超格子層)

続いて、 1050°C で TMA、TMG、アンモニア、シランガスを用い、Si を $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ドープした n 型 $\text{Al}_{0.18}\text{Ga}_{0.84}\text{N}$ よりなる第 1 の層を 25 オングストロームの膜厚で成長させ、続いてシランガス、TMA を止め、アンドープの GaN よりなる第 2 の層を 25 オングストロームの膜厚で成長させる。そして第 1 層 + 第 2 層 + 第 1 層 + 第 2 層 + ... というように超格子層を構成し、総膜厚 $1.2\mu\text{m}$ の超格子よりなる n 側クラッド層 313 を成長させる。この超格子よりなる n 側クラッド層は Al 平均組成が 8.0% であるので、その膜厚との積は 9.6 となる。

(n側光ガイド層314)

続いて、シランガスを止め、 1050°C でアンドープGaNよりなるn側光ガイド層314を $0.1\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。

(活性層315)

次に、TMG、TMI、アンモニアを用い活性層314を成長させる。活性層は温度を 800°C に保持して、アンドープ $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ よりなる井戸層を40オングストロームの膜厚で成長させる。次にTMIのモル比を変化させるのみで同一温度で、アンドープ $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ よりなる障壁層を100オングストロームの膜厚で成長させる。井戸層と障壁層とを順に積層し、最後に障壁層で終わり、総膜厚440オングストロームの多重量子井戸構造(MQW)の活性層を成長させる。

(p側キャップ層316)

次に、温度を 1050°C に上げ、TMG、TMA、アンモニア、 Cp_2Mg (シクロペンタジエニルマグネシウム)を用い、p側光ガイド層317よりもバンドギャップエネルギーが大きい、Mgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ よりなるp側キャップ層316を300オングストロームの膜厚で成長させる。

(p側光ガイド層317)

続いて Cp_2Mg 、TMAを止め、 1050°C で、バンドギャップエネルギーがp側キャップ層316よりも小さい、アンドープGaNよりなるp側光ガイド層317を $0.1\mu\text{m}$ の膜厚で成長させる。

(p側クラッド層318)

続いて、 1050°C でMgを $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープしたp型 $\text{Al}_{0.16}\text{Ga}_{0.84}\text{N}$ よりなる第3の層を25オングストロームの膜厚で成長させ、続いてTMAのみを止め、アンドープGaNよりなる第4の層を25オン

グストロームの膜厚で成長させ、総膜厚 $0.6 \mu\text{m}$ の超格子層よりなる p 側クラッド層 318 を成長させる。この p 側クラッド層も Al の平均組成が 8% であるので、膜厚との積は 4.8 となる。

(p 側コンタクト層 319)

最後に、 1050°C で、p 側クラッド層 318 の上に、Mg を $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ドープした P 型 GaN よりなる p 側コンタクト層 318 を 150 \AA の膜厚で成長させる。

以上のようにして窒化物半導体を成長させたウェーハを反応容器において、窒素雰囲気中 700°C でアニーリングを行い、p 型不純物をドープした層をさらに低抵抗化させる。

アニーリング後、ウェーハを反応容器から取り出し、RIE 装置により最上層の p 側コンタクト層 318 と、p 側クラッド層 317 とをエッチングして、図 9 に示すように $4 \mu\text{m}$ のストライプ幅を有するリッジ形状とする。リッジストライプを形成する場合、そのリッジストライプは、窒化物半導体基板の表面に結晶欠陥が現れていない位置に形成する。

次にリッジ表面にマスクを形成し、RIE にてエッチングを行い、n 側バッファ層 311 の表面を露出させる。

次に p 側コンタクト層 319 のリッジ最表面に Ni と Au よりなる p 電極 320 をストライプ状に形成し、一方、Ti と Al よりなる n 電極 322 を先ほど露出させた n 側バッファ層 311 の表面にストライプ状に形成した後、図 9 に示すように p 電極 320 と、n 電極 322 との間に露出した窒化物半導体層の表面に SiO_2 よりなる絶縁膜 323 を形成し、この絶縁膜 323 を介して p 電極 320 と電氣的に接続した p パッド電極 321 を形成する。

以上のようにして、n 電極と P 電極とを形成したウェーハのサファイア

基板を研磨して $70\mu\text{m}$ とした後、ストライプ状の電極に垂直な方向で、基板側からバー状に劈開し、劈開面に共振器を作製する。共振器面に SiO_2 と TiO_2 よりなる誘電体多層膜を形成し、最後にp電極に平行な方向で、バーを切断してレーザ素子とする。

このレーザ素子をヒートシンクに設置し、それぞれの電極をワイヤーボンディングして、室温でレーザ発振を試みたところ、室温において連続発振を示し、単レーザ光のFFPは単一で、その形状も楕円形で形の良いものが得られていた。また、レーザ素子の特性に関しても、我々がJpn. J. Appl. Phys. Vol. 36 (1997) に発表したものに比較して、閾値が10%以上低下し、寿命は50%以上向上した。

[実施例 4 2]

実施例 4 1 において、n側クラッド層 3 1 3 を成長させる際に、Siドープn型 $\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{N}$ 25オングストロームと、アンドープ GaN 25オングストロとを積層し、総膜厚 $1.0\mu\text{m}$ の超格子よりなるn側クラッド層 3 1 3 を成長させる他は同様にしてレーザ素子を作製した。なおn側クラッド層はAl平均組成が10.0%であるので、その膜厚との積は10.0である。このレーザ素子も実施例 4 1 とほぼ同様の特性を有していた。

[実施例 4 3]

実施例 4 1 において、n側クラッド層 3 1 3 を成長させる際に、Siドープn型 $\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{N}$ 25オングストロームと、アンドープ GaN 25オングストロとを積層し、総膜厚 $0.7\mu\text{m}$ の超格子よりなるn側クラッド層 3 1 3 を成長させる他は同様にしてレーザ素子を作製した。n側クラッド層はAl平均組成が1.0%であるので、その膜厚との積は7.0である。このレーザ素子も実施例 4 1 とほぼ同等の特性を有していた。

[実施例 4 4]

実施例 4 1 において、n 側クラッド層 3 1 3 を成長させる際に、Si ドープ n 型 $\text{Al}_{0.12}\text{Ga}_{0.88}\text{N}$ 25 オングストロームと、アンドープ GaN 25 オングストロームとを積層し、総膜厚 $0.8\ \mu\text{m}$ の超格子よりなる n 側クラッド層 3 1 3 を成長させる他は同様にしてレーザ素子を作製した。n 側クラッド層は Al 平均組成が 6.0 % であるので、その膜厚との積は 4.8 である。このレーザ素子は Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 36 (1997) に発表したものに比較して、閾値が 5 % 以上低下し、寿命は 20 % 以上向上した。

[実施例 4 5]

実施例 4 1 において、n 側クラッド層 3 1 8 を成長させる際に、Si ドープ n 型 $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N}$ 層 25 オングストロームと、アンドープ GaN 層 25 オングストロームとを、総膜厚 $1.4\ \mu\text{m}$ で成長させる他は同様にして、レーザ素子を作製した。n 側クラッド層は、Al 平均組成が 3.5 % であるので、その膜厚との積は 4.9 である。このレーザ素子は実施例 4 4 のものとほぼ同等の特性を示した。

産業上の利用可能性

以上説明したように、本発明に係る窒化物半導体素子は、活性層以外の p 型窒化物半導体領域又は n 型窒化物半導体領域において、超格子層を用いて構成しているので、電力効率を極めて良くすることができる。

すなわち、従来の窒化物半導体素子では、活性層を多重量子井戸構造とすることは提案されていたが、活性層を挟む、例えばクラッド層等は単一の窒化物半導体層で構成されているのが通常であった。しかし、本発明の窒化物半導体素子では量子効果が出現するような層を有する超格子層をクラッド層、若しくは電流を注入するコンタクト層として設けているため、

クラッド層側の抵抗率を低くすることができる。これによって、例えばLED素子の閾値電流、閾値電圧を低くでき、該素子を長寿命とすることができる。さらに従来のLEDは静電気に弱かったが、本発明では静電耐圧に強い素子を実現できる。このようにV_f、閾値電圧が低くできるので、発熱量も少なくなり、該素子の信頼性も向上させることができる。本発明の窒化物半導体素子によれば、LED、LD等の発光素子はもちろんのこと、窒化物半導体を用いた太陽電池、光センサー、トランジスタ等を利用すると非常の効率の高いデバイスを実現することが可能となりその産業上の利用価値は非常に大きい。

また、実施形態4及び実施例41～45で示したように、本発明に係る別の窒化物半導体発光素子によれば、発光がコア部に閉じ込めることができるようになりシングルモードのレーザ光が得られる。しかも、レーザ光のスポット形状も単一の楕円となり、一定の遠視野パターンが得られる。従来、窒化物半導体はサファイアという窒化物半導体よりも屈折率の小さい材料を使用するため、従来の問題は避けられないように思われてきたが、本発明によりサファイアに限らず、窒化物半導体よりも屈折率の小さい、どのような基板の上にレーザ素子を作製しても、シングルモードで、きれいな形状のレーザ光が得られるため、書き込み、読みとり光源として、その利用価値は非常に大きい。また本実施形態4ではレーザ素子について説明したが、本発明はレーザ素子だけでなく、LED素子、スーパーluminescentダイオードのような他の発光素子にも適用可能である。

請 求 の 範 囲

1. 1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域と、該p導電側の半導体領域を介してキャリアが注入されて所定の動作をする窒化物半導体からなる活性層とを備えた窒化物半導体素子において、

前記p導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、それぞれ窒化物半導体からなりかつ互いに組成の異なる第1の層と第2の層とが積層された超格子層であることを特徴とする窒化物半導体素子。

2. 1又は2以上の窒化物半導体層からなるn導電側の半導体領域と1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域との間に、窒化物半導体からなる活性層を有する窒化物半導体素子において、

前記p導電側の半導体領域又は前記n導電側の半導体領域の少なくとも一つの窒化物半導体層は、それぞれ窒化物半導体からなりかつ互いに組成の異なる第1の層と第2の層とが積層された超格子層であることを特徴とする窒化物半導体素子。

3. 前記超格子層は、100オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第1の層と、該第1の層と組成が異なりかつ100オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第2の層とが積層された請求項1又は2に記載の窒化物半導体素子。

4. 前記第1の層、及び第2の層の内の少なくとも一方が、A1を含む窒化物半導体からなる請求項3に記載の窒化物半導体素子。

5. 前記A1を含む窒化物半導体が、式 $A_1YGa_{1-Y}N$ （ただし、 $0 < Y \leq 1$ ）であらわされる窒化物半導体である請求項4に記載の窒化物半導体素子。

6. 前記超格子層において、前記第1の層が式 $In_xGa_{1-x}N$ （ $0 \leq X$

≤ 1) で表される窒化物半導体からなり、かつ前記第 2 の層が式 $A_{1-y}Ga_{1-y}N$ ($0 \leq Y \leq 1$ 、 $X=Y \neq 0$) で表される窒化物半導体からなる請求項 5 に記載の窒化物半導体素子。

7. 前記超格子層において、前記第 1 の層が式 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq X < 1$) で表される窒化物半導体からなり、かつ前記第 2 の層が式 $A_{1-y}Ga_{1-y}N$ ($0 < Y < 1$) で表される窒化物半導体からなる請求項 6 に記載の窒化物半導体素子。

8. 前記第 1 の層及び前記第 2 の層がそれぞれ、70 オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる請求項 3 乃至 6 のうちのいずれか 1 項に記載の窒化物半導体素子。

9. 前記第 1 の層及び第 2 の層の膜厚がそれぞれ、10 オングストローム以上である請求項 8 に記載の窒化物半導体素子。

10. 前記窒化物半導体素子がさらに、前記 p 導電側の半導体領域において、p 電極を形成するための p 側コンタクト層を備え、該 p 側コンタクト層の膜厚が 500 オングストローム以下である請求項 1 乃至 9 の内のいずれか 1 項に記載の窒化物半導体素子。

11. 前記該 p 側コンタクト層の膜厚がさらに、300 オングストローム以下、10 オングストローム以上である請求項 10 に記載の窒化物半導体素子。

12. 前記窒化物半導体素子がさらに、前記 p 導電側の半導体領域において、p 電極を形成するための p 側コンタクト層を含んでなり、

前記超格子層が、前記活性層と前記 p 側コンタクト層との間に形成された請求項 1 乃至 11 の内のいずれか 1 項に記載の窒化物半導体素子。

13. 前記窒化物半導体素子がさらに、基板上に第 1 のバッファ層を介して形成された、膜厚 0.1 μm 以上の窒化物半導体からなる第 2 のバッ

ファ層と、該第2のバッファ層上に形成された、n型不純物がドーピングされた窒化物半導体からなるn側コンタクト層をn導電側の半導体領域に有し、該n側コンタクト層にn電極が形成されてなる請求項1乃至12のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

14. 前記第2のバッファ層の不純物濃度が、前記n側コンタクト層と比較して低濃度である請求項13に記載の窒化物半導体素子。

15. 前記第1のバッファ層、及び前記第2のバッファ層の内の少なくとも一方は、膜厚100オングストローム以下の互いに組成が異なる窒化物半導体層が積層された超格子層よりなることを特徴とする請求項13または14に記載の窒化物半導体素子。

16. 前記窒化物半導体素子がさらに、前記n導電側の半導体領域において、n電極を形成するためのn側コンタクト層を含み、

前記超格子層が、前記活性層と前記n側コンタクト層との間に形成された請求項2乃至12の内のいずれか1項に記載の窒化物半導体素子。

17. 前記第1の層及び前記第2の層の内の少なくとも一方に、該層の導電性をn型又はp型に設定する不純物がドーピングされた請求項3乃至16の内のいずれか1項に記載の窒化物半導体素子。

18. 前記第1の層及び前記第2の層にドーピングされた、該層の導電性をn型又はp型に設定する不純物の濃度が互いに異なる請求項3乃至16の内のいずれか1項に記載の窒化物半導体素子。

19. 前記超格子層は、n電極が形成されるn側コンタクト層として形成されたことを特徴とする請求項3乃至18の内のいずれか1項に記載の窒化物半導体素子。

20. 前記窒化物半導体素子が、p導電側の半導体領域に超格子層を備えたレーザ発振素子であって、

前記 p 導電側の半導体領域の超格子層及び該超格子層より上の層に、その長手方向が共振方向に一致しかつ所定の幅を有するリッジ部が形成された請求項 1 ～ 19 の内の 1 つに記載の窒化物半導体素子。

21. n 側クラッド層を含む n 導電側の半導体領域と、p 側クラッド層を含む p 導電側の半導体領域との間に活性層を備え、該活性層においてレーザ発振する窒化物半導体素子において、

前記 n 側クラッド層が、100 オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第 1 の層と、該第 1 の層と組成が異なりかつ 100 オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第 2 の層とが積層された超格子層であり、かつ前記 p 側クラッド層が、100 オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第 3 の層と、該第 3 の層と組成が異なりかつ 100 オングストローム以下の膜厚を有する窒化物半導体からなる第 4 の層とが積層された超格子層であることを特徴とする窒化物半導体素子。

22. 前記 p 側クラッド層及び該 p 側クラッド層より上の層に、その長手方向が共振方向に一致しかつ所定の幅を有するリッジ部が形成された請求項 21 に記載の窒化物半導体素子。

23. 1 又は 2 以上の窒化物半導体層からなる n 導電側の半導体領域と 1 又は 2 以上の窒化物半導体層からなる p 導電側の半導体領域との間に、窒化物半導体からなる活性層を有する窒化物半導体素子であって、

前記 n 導電側の半導体領域の少なくとも 1 つの窒化物半導体層は、互いに組成が異なりかつ互いに n 型不純物濃度が異なる第 1 と第 2 の窒化物半導体層とが積層されてなる n 側超格子層であることを特徴とする窒化物半導体素子。

24. 1 又は 2 以上の窒化物半導体層からなる n 導電側の半導体領域と

1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域との間に、窒化物半導体からなる活性層を有する窒化物半導体素子であって、

前記p導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、互いに組成が異なりかつ互いにp型不純物濃度が異なる第3と第4の窒化物半導体層とが積層されてなるp側超格子層であることを特徴とする窒化物半導体素子。

25. 1又は2以上の窒化物半導体層からなるn導電側の半導体領域と1又は2以上の窒化物半導体層からなるp導電側の半導体領域との間に、窒化物半導体からなる活性層を有する窒化物半導体素子であって、

前記n導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、互いに組成が異なりかつ互いにn型不純物濃度が異なる第1と第2の窒化物半導体層とが積層されてなるn側超格子層であり、

前記p導電側の半導体領域の少なくとも1つの窒化物半導体層は、互いに組成が異なりかつ互いにp型不純物濃度が異なる第3と第4の窒化物半導体層とが積層されてなるp側超格子層であることを特徴とする窒化物半導体素子。

26. 前記n側超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より大きいn型不純物濃度とを有する請求項23又は25記載の窒化物半導体素子。

27. 前記第1の窒化物半導体層において、前記第2の窒化物半導体層に近接する部分のn型不純物濃度を前記第2の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項26記載の窒化物半導体素子。

28. 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲にあり、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が

$1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下である請求項 26 又は 27 記載の窒化物半導体素子。

29. 前記 n 側超格子層において、前記第 1 の窒化物半導体層は、前記第 2 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 2 の窒化物半導体層より小さい n 型不純物濃度とを有する請求項 23 又は 25 記載の窒化物半導体素子。

30. 前記第 2 の窒化物半導体層において、前記第 1 の窒化物半導体層に近接する部分の n 型不純物濃度を前記第 1 の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項 29 記載の窒化物半導体素子。

31. 前記第 1 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であり、前記第 2 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲である請求項 29 又は 30 記載の窒化物半導体素子。

32. 前記第 1 の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) からなり、前記第 2 の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) からなる請求項 26 ～ 31 のうちの 1 つに記載の窒化物半導体素子。

33. 前記第 2 の窒化物半導体層が GaN からなる請求項 32 記載の窒化物半導体素子。

34. 前記第 1 の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 < X < 1$) からなり、前記第 2 の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) からなる請求項 26 ～ 31 のうちの 1 つに記載の窒化物半導体素子。

35. 前記第 1 の窒化物半導体層又は前記第 2 の窒化物半導体層には、n 型不純物がドーブされていない請求項 26 ～ 34 のうちのいずれか 1 つに記載の窒化物半導体素子。

36. 前記 p 側超格子層において、前記第 3 の窒化物半導体層は、前記第 4 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 4 の

窒化物半導体層より大きいp型不純物濃度とを有する請求項24又は25記載の窒化物半導体素子。

37. 前記第3の窒化物半導体層において、前記第4の窒化物半導体層に近接する部分のp型不純物濃度を前記第4の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項36記載の窒化物半導体素子。

38. 前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下である請求項33又は34記載の窒化物半導体素子。

39. 前記p側超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有する請求項24又は25記載の窒化物半導体素子。

40. 前記第4の窒化物半導体層において、前記第3の窒化物半導体層に近接する部分のp型不純物濃度を前記第3の窒化物半導体層から離れた部分に比較して小さくした請求項39記載の窒化物半導体素子。

41. 前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲である請求項39又は40記載の窒化物半導体素子。

42. 前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) となり、前記第4の窒化物半導体層は $\text{In}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) となる請求項36～41のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

43. 前記第4の窒化物半導体層が GaN からなる請求項42記載の窒化物半導体素子。

44. 前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_X\text{Ga}_{1-X}\text{N}$ ($0 < X < 1$) となり、前記第4の窒化物半導体層は $\text{Al}_Y\text{Ga}_{1-Y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$)

からなる請求項 36～41 のうちの 1 つに記載の窒化物半導体素子。

45. 前記第 3 の窒化物半導体層又は前記第 4 の窒化物半導体層には、p 型不純物がドーピングされていない請求項 36～44 のうちのいずれか 1 つに記載の窒化物半導体素子。

46. 前記 n 側超格子層において、前記第 1 の窒化物半導体層は、前記第 2 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 2 の窒化物半導体層より大きい n 型不純物濃度とを有しかつ、

前記 p 側超格子層において、前記第 3 の窒化物半導体層は、前記第 4 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 4 の窒化物半導体層より大きい p 型不純物濃度とを有する請求項 25 記載の窒化物半導体素子。

47. 前記第 1 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲であって、第 2 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下でありかつ、

前記第 3 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であって、前記第 4 の窒化物半導体層の p 型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下である請求項 46 記載の窒化物半導体素子。

48. 前記 n 側超格子層において、前記第 1 の窒化物半導体層は、前記第 2 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 2 の窒化物半導体層より大きい n 型不純物濃度とを有しかつ、

前記 p 側超格子層において、前記第 3 の窒化物半導体層は、前記第 4 の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第 4 の窒化物半導体層より小さい p 型不純物濃度とを有する請求項 25 記載の窒化物半導体素子。

49. 前記第 1 の窒化物半導体層の n 型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim$

$1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲であって、第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下でありかつ、

前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、にあり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲である請求項48記載の窒化物半導体素子。

50. 前記n側超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、

前記p側超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より大きいp型不純物濃度とを有する請求項25記載の窒化物半導体素子。

51. 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲でありかつ、

前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲であって、前記第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下である請求項50記載の窒化物半導体素子。

52. 前記n側超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は、前記第2の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第2の窒化物半導体層より小さいn型不純物濃度とを有しかつ、

前記p側超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は、前記第4の窒化物半導体層より大きいバンドギャップエネルギーと前記第4の窒化物半導体層より小さいp型不純物濃度とを有する請求項25記載の窒化物半導体素子。

53. 前記第1の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下であって、前記第2の窒化物半導体層のn型不純物濃度が $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の範囲でありかつ、

前記第3の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下であり、第4の窒化物半導体層のp型不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ の範囲である請求項52記載の窒化物半導体素子。

54. 前記n側超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) からなり、前記第2の窒化物半導体層は $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) からなりかつ、

前記p側超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1$) からなり、前記第4の窒化物半導体層は $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq X < 1$) からなる請求項46～53のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

55. 前記第2と第4の窒化物半導体素子がそれぞれ、 GaN からなる請求項46～53のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

56. 前記n側超格子層において、前記第1の窒化物半導体層は $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < X < 1$) からなり、前記第2の窒化物半導体層は $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) からなり、

前記p側超格子層において、前記第3の窒化物半導体層は $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < X < 1$) からなり、前記第4の窒化物半導体層は $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < Y < 1, X > Y$) からなる請求項46～53のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

57. 前記第1の窒化物半導体層又は前記第2の窒化物半導体層は、n型不純物がドーブされていないアンドープ層である請求項46～56のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

58. 前記第3の窒化物半導体層又は前記第4の窒化物半導体層は、p型不純物がドーピングされていないアンドープ層である請求項46～56のうちの1つに記載の窒化物半導体素子。

59. 前記活性層がInGa_N層を含む請求項23～58のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子。

60. 前記InGa_N層が量子井戸層である請求項59記載の窒化物半導体素子。

61. 前記窒化物半導体素子は、前記活性層がp側クラッド層とn側クラッド層の間に位置するレーザ発振素子であって、

前記p側クラッド層と前記n側クラッド層のうちの少なくとも一方が、前記n側超格子層又は前記p側超格子層である請求項23～60のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子。

62. 前記窒化物半導体素子は、レーザ発振素子であって、

前記p側クラッド層と活性層との間、又は前記p側クラッド層と活性層との間の少なくとも一方に、Inを含む窒化物半導体又はGa_Nからなり、不純物濃度が $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下である光ガイド層が形成された請求項61記載の窒化物半導体素子。

63. 前記光ガイド層が超格子構造を有する請求項62記載の窒化物半導体素子。

64. 前記光ガイド層と活性層との間にさらに、前記活性層の井戸層及び前記光ガイド層よりも大きいバンドギャップエネルギーを有しかつ膜厚 $0.1 \mu\text{m}$ 以下の窒化物半導体よりなるキャップ層が形成され、該キャップ層の不純物濃度が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上である請求項62又は63記載の窒化物半導体素子。

65. 前記光ガイド層と前記キャップ層とがp導電側窒化物半導体層側

に形成されていることを特徴とする請求項64に記載の窒化物半導体素子。

66. 窒化物半導体とは異なる材料よりなる異種基板上に窒化物半導体層を成長させ、該成長された窒化物半導体層上に、該窒化物半導体層の表面を部分的に露出させるように保護膜を形成した後、露出された窒化物半導体層から前記保護膜を覆うように成長させた窒化物半導体層からなる窒化物半導体基板の上に、請求項23～65のうちのいずれか1つに記載の窒化物半導体素子を形成した窒化物半導体素子。

67. 前記p側クラッド層が超格子層であって、前記p側クラッド層及び該p側クラッド層より上の層に、その長手方向が共振方向に一致しかつ所定の幅を有するリッジ部が形成された請求項61～66の内の1つに記載の窒化物半導体素子。

68. n側クラッド層とp側クラッド層との間に、Inを含む第1の窒化物半導体層を有する活性層を備えた窒化物半導体発光素子において、

前記n側クラッド層は、Alを含む第2の窒化物半導体層を有する厚さ0.5 μ m以上の超格子層からなり、かつ該n側クラッド層のAlの平均組成が、該n側クラッド層の μ mで表した厚さと該n側クラッド層に含まれる百分率で表したAlの平均組成との積が4.4以上になるように設定されたことを特徴とする窒化物半導体発光素子。

69. 前記n側クラッド層の厚さが0.8 μ m以上であり、前記n側クラッド層に含まれるAlの平均組成が5.5%以上である請求項68記載の窒化物半導体発光素子。

70. 前記n側クラッド層の厚さが1.0 μ m以上であり、前記n側クラッド層に含まれるAlの平均組成が5%以上である請求項68記載の窒化物半導体発光素子。

71. 前記n側クラッド層の厚さが1.2 μ m以上であり、前記n側ク

ラッド層に含まれるA1の平均組成が4.5%以上である請求項68記載の窒化物半導体発光素子。

72. 前記p側クラッド層は、A1を含む第3の窒化物半導体層を有する超格子層からなり、前記n側クラッド層が前記p側クラッド層より厚い請求項68記載の窒化物半導体発光素子。

73. 前記p側クラッド層が1.0 μm より薄い請求項72記載の窒化物半導体発光素子。

74. 前記n側クラッド層とp側クラッド層の、前記活性層を含む層の厚さが、200 Å以上、1.0 μm 以下の範囲に設定された請求項68～73のうちのいずれか1項に記載の窒化物半導体発光素子。

图 1

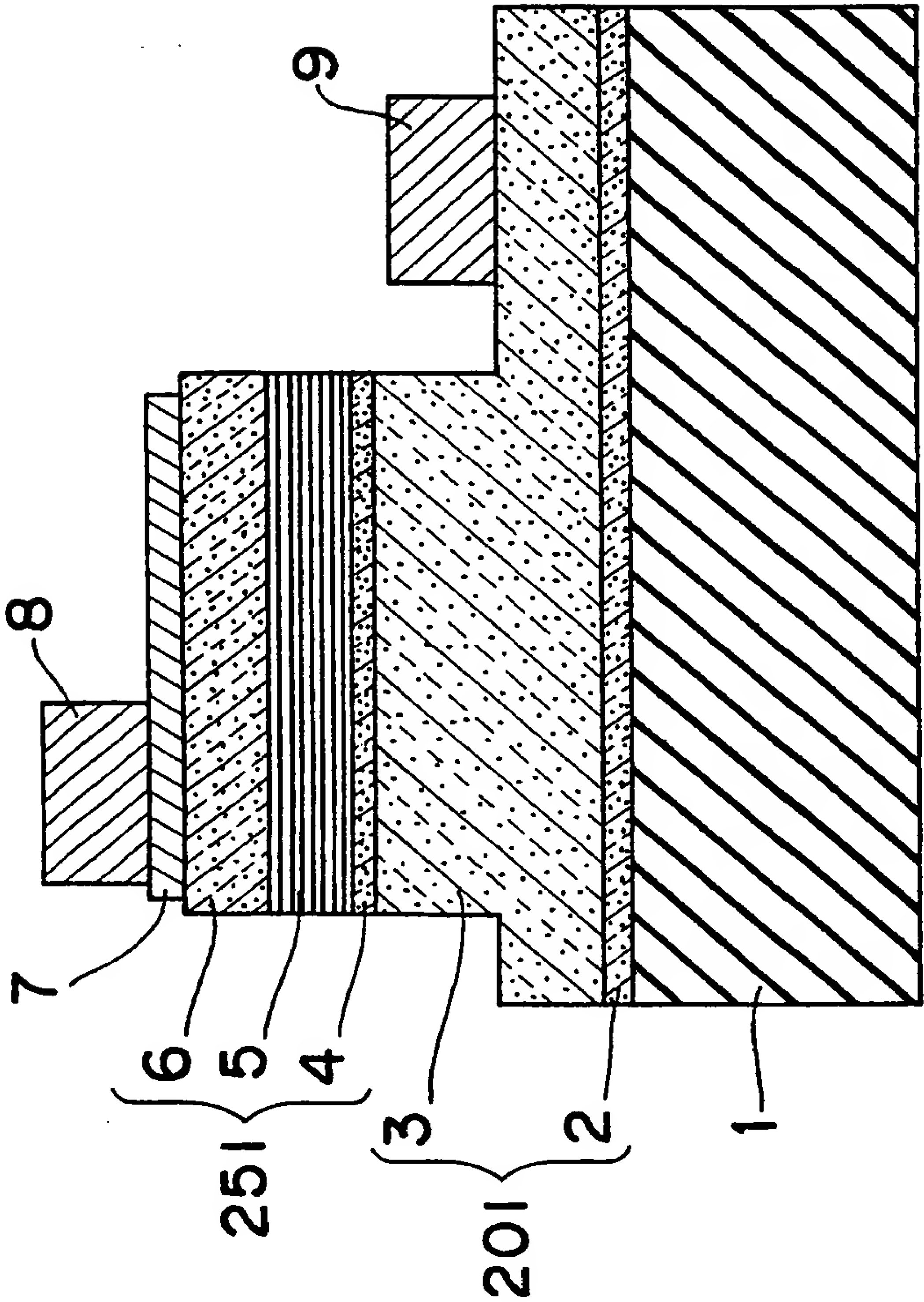


图 2

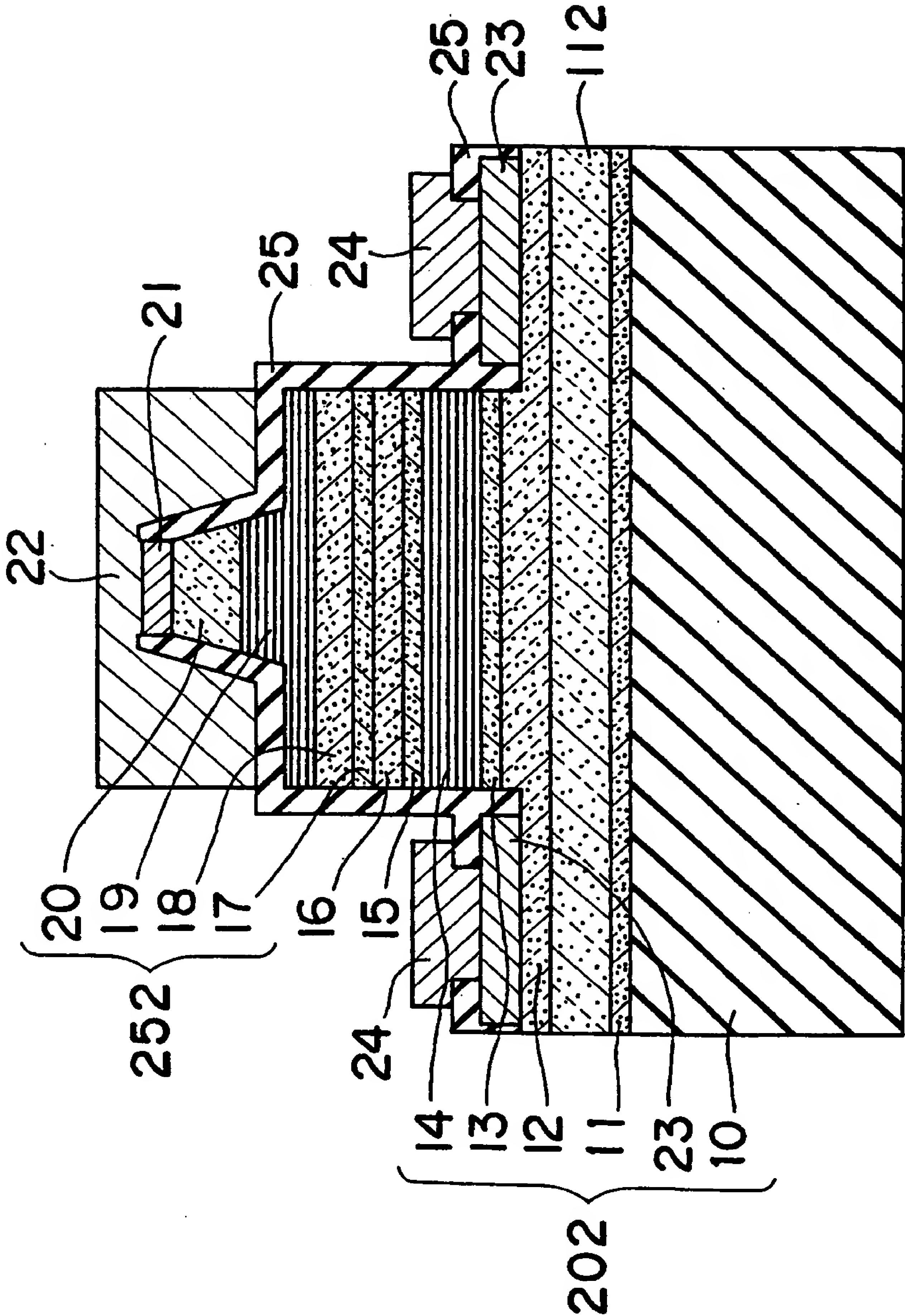
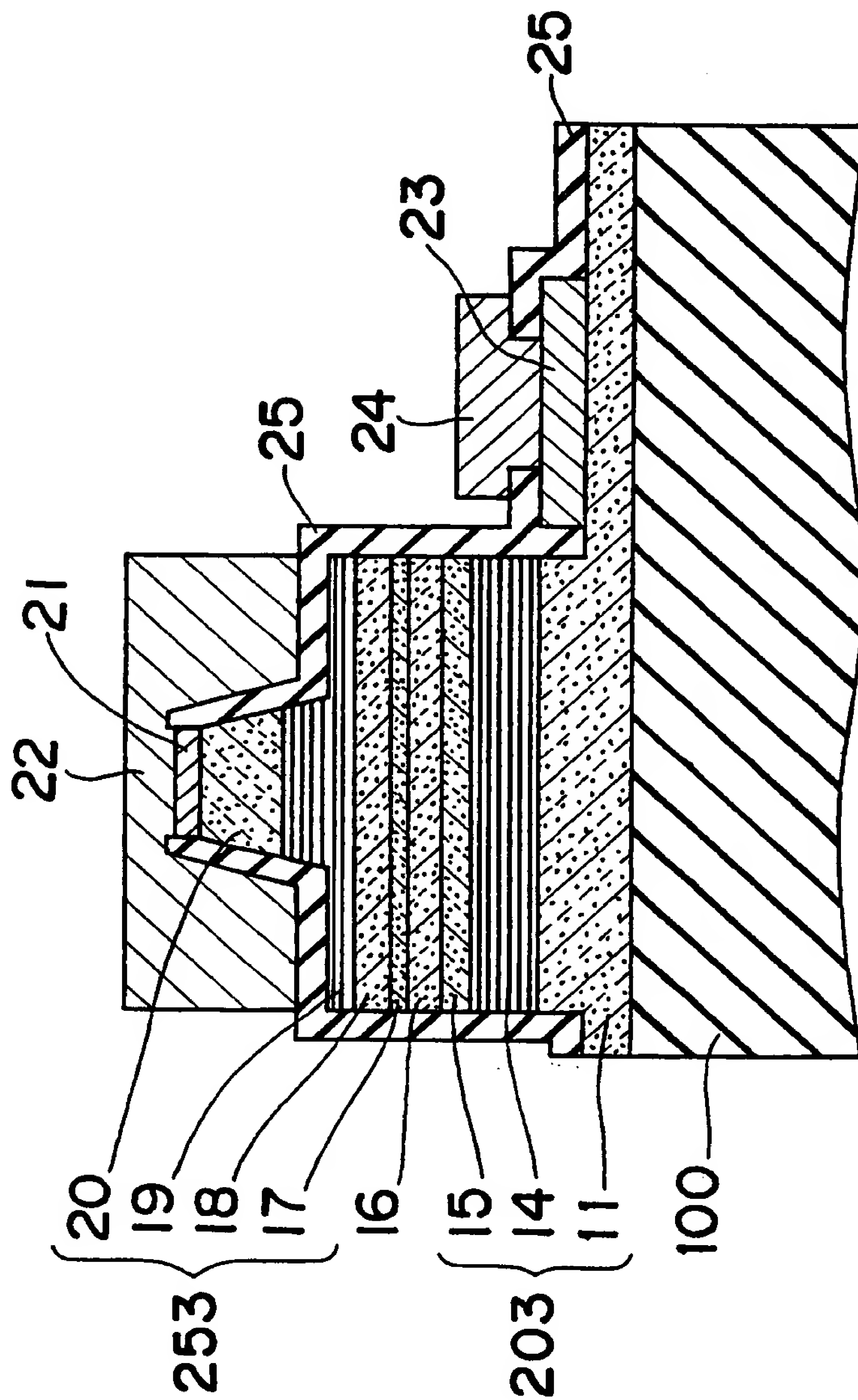


图 3



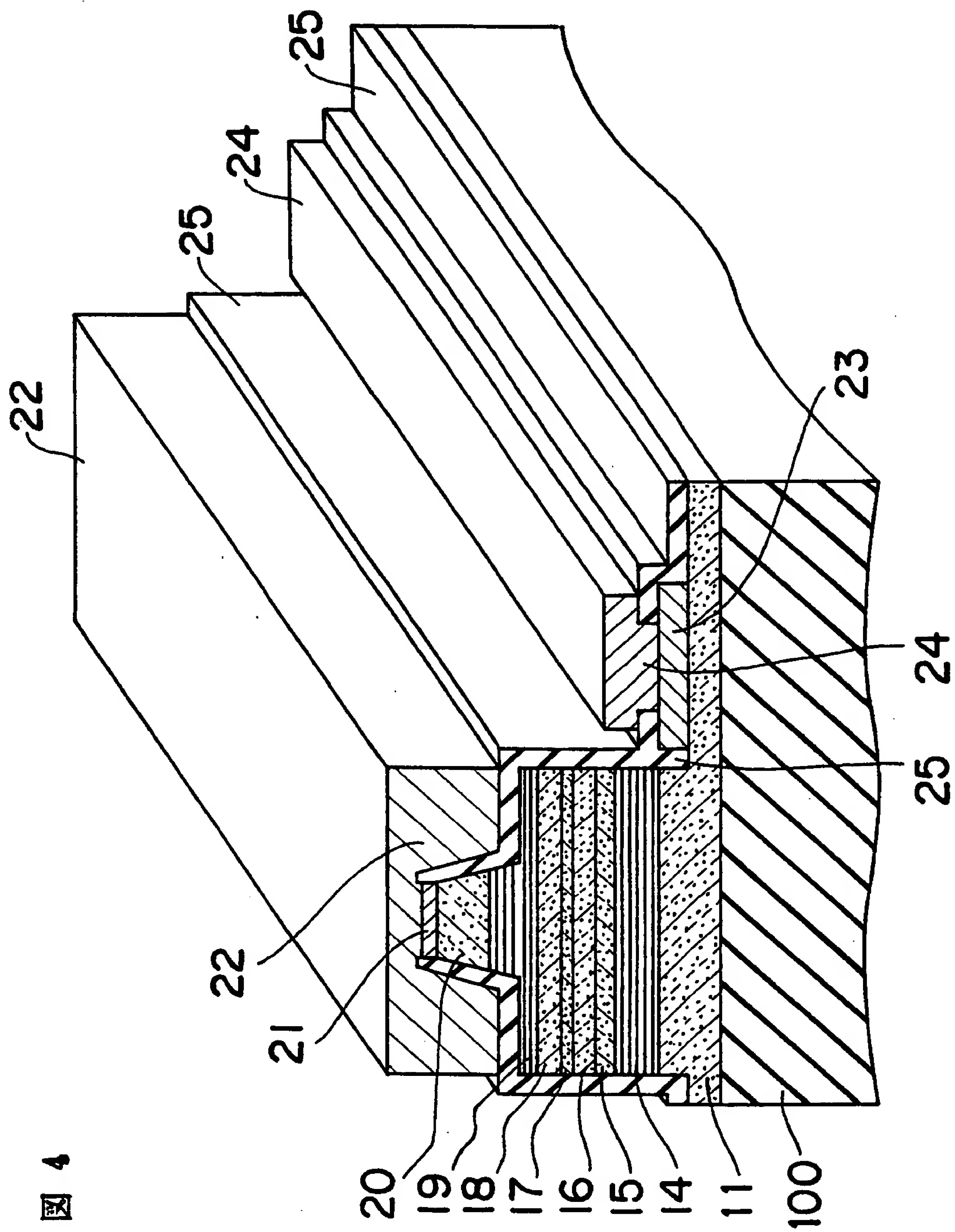


图 4

図 5

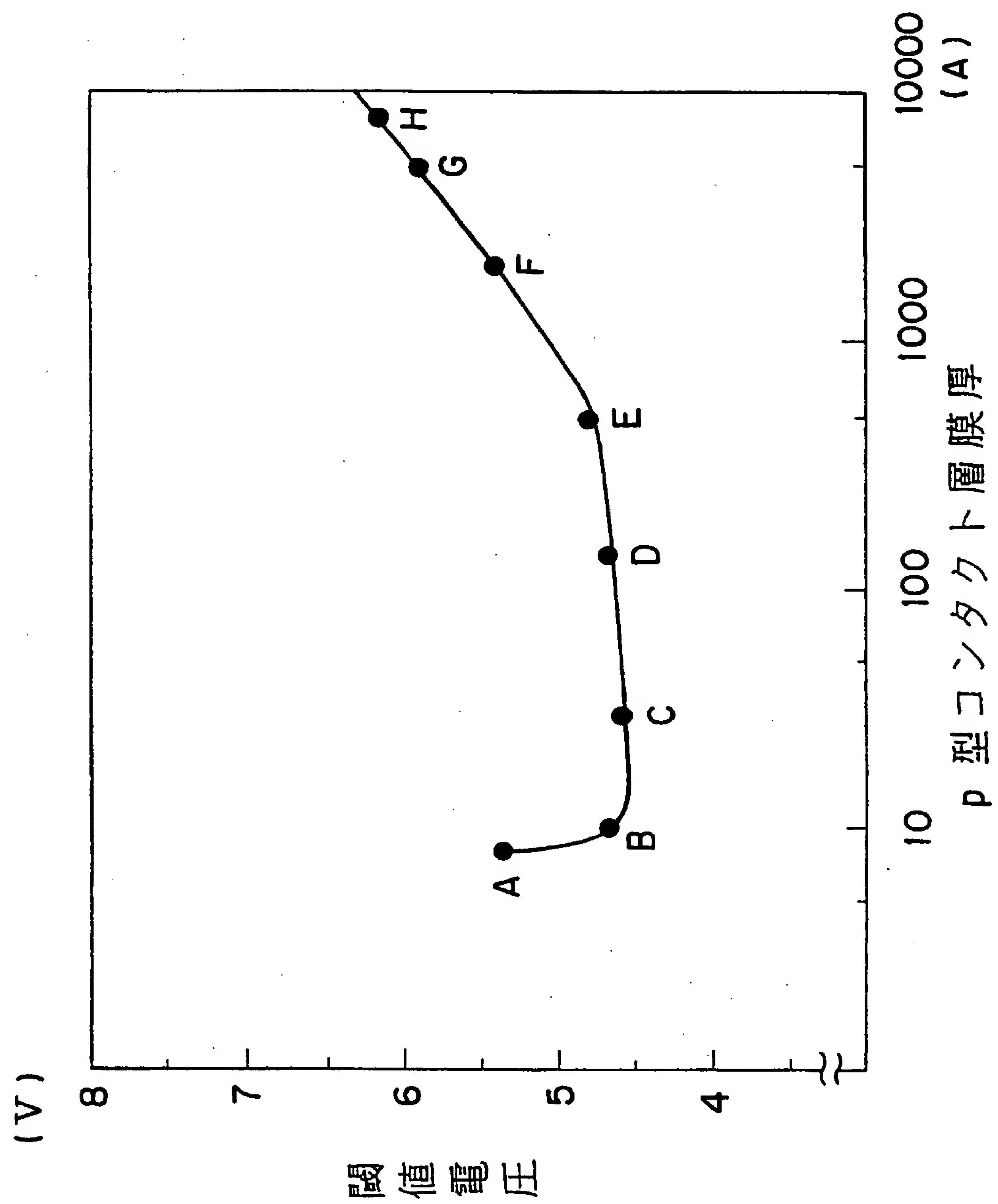


图 6

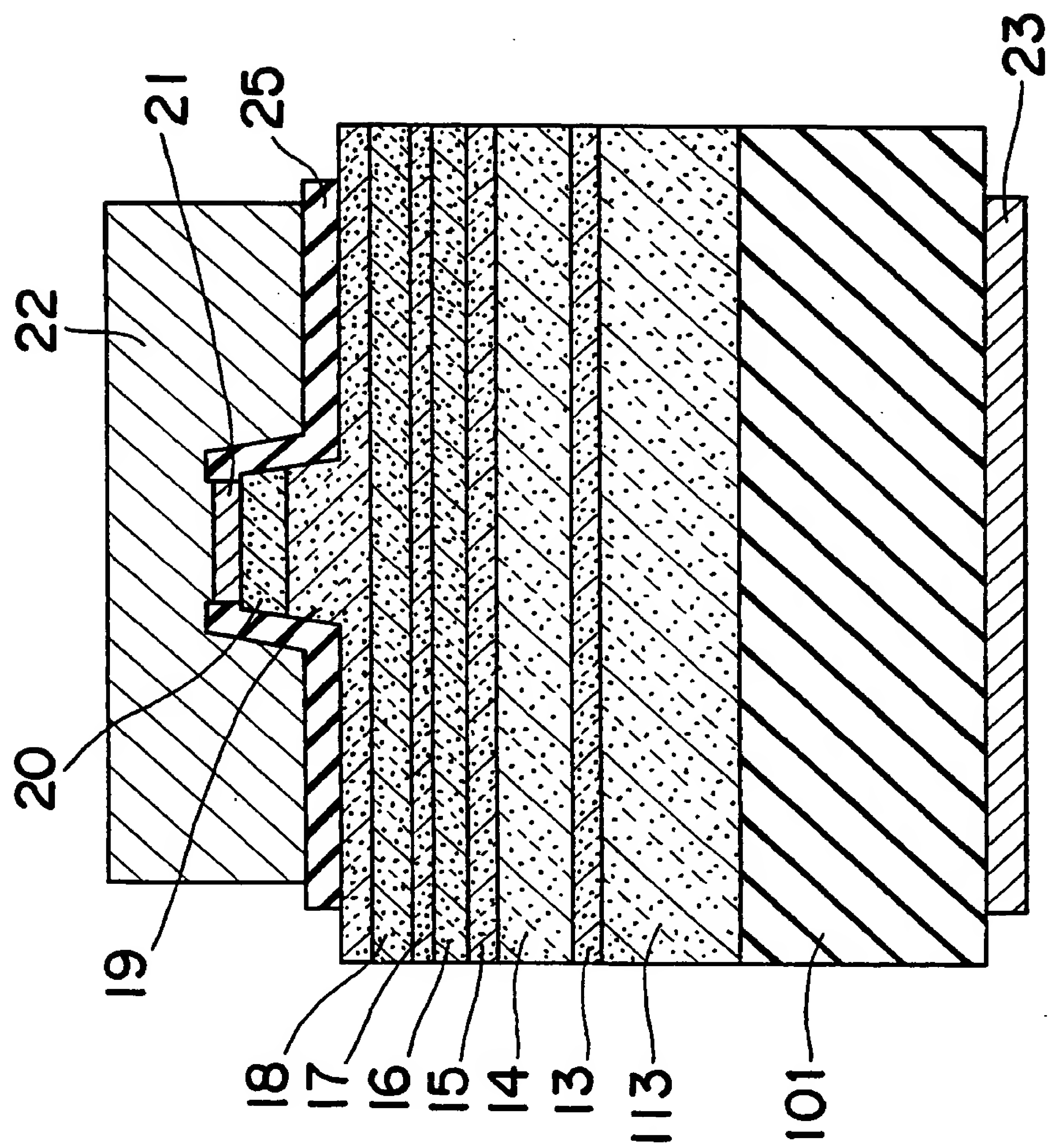


图 7

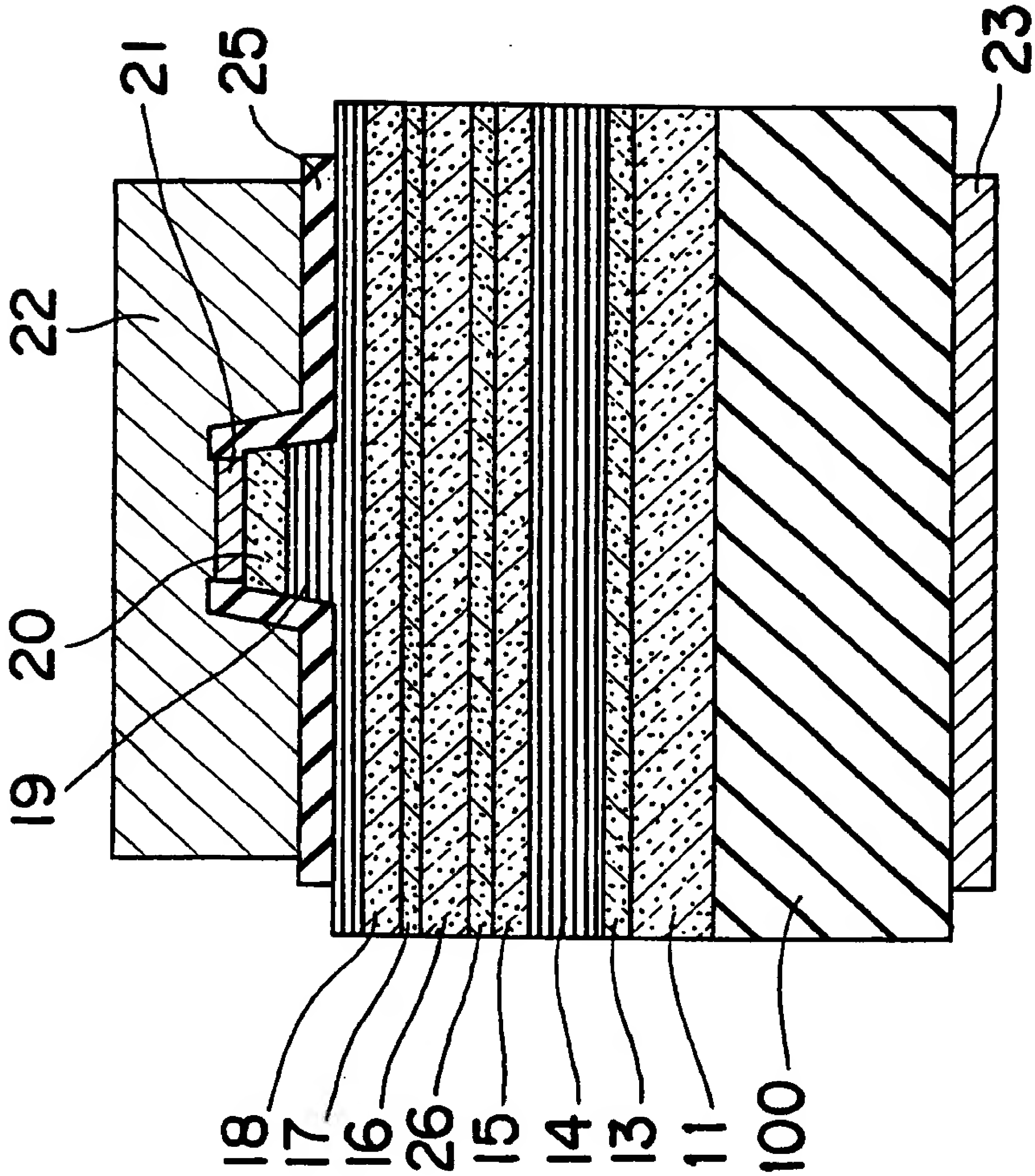


図 8

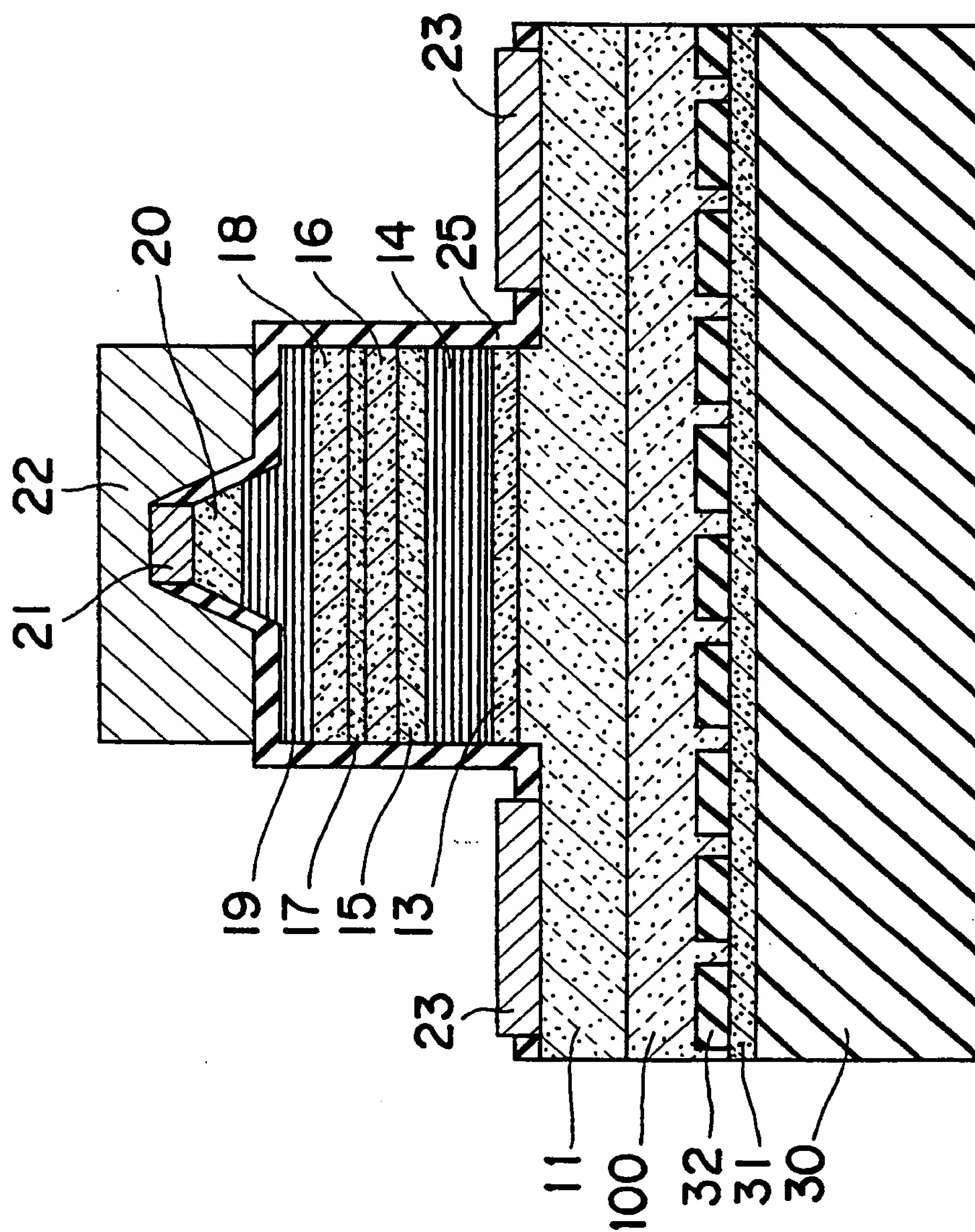
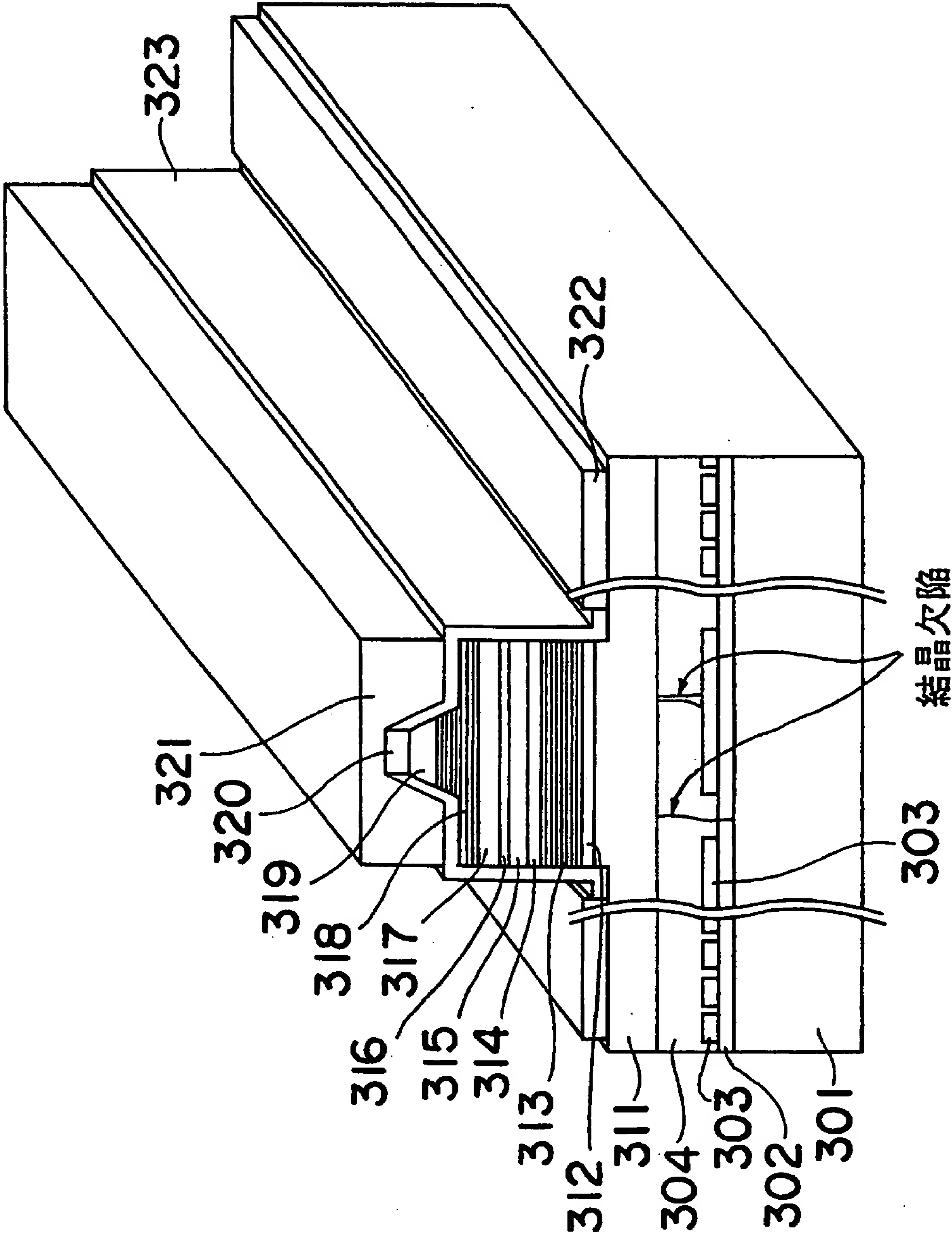


图 9



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP98/00025

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁶ H01L33/00, H01S3/18

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁶ H01L33/00, H01S3/18

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-1998

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-1998 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-1998

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

JICST

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP, 05-110139, A (Nichia Chemical K.K.), April 30, 1993 (30. 04. 93) (Family: none)	1-6, 8, 9, 17, 21
P, X	JP, 09-116234, A (Sony Corp.), May 2, 1997 (02. 05. 97) (Family: none)	1, 2, 4-7, 12, 17
T	PROCEEDINGS of The Second International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS'97) (1997), S. Nakamura et al., "Present Status of InGaN/GaN/AlGaN-Based Laser Diodes" p.444-446	1-74
T	PROCEEDINGS of The Second International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS'97) (1997), T. Shibata et al., "Hybride Vaper Phase Epitaxy Growth of High Quality GaN Bulk Single Crystal by Epitaxial Lateral Overgrowth" p.154-155	66



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier document but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
- "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
April 7, 1998 (07. 04. 98)Date of mailing of the international search report
April 14, 1998 (14. 04. 98)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP98/00025

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
T	PROCEEDINGS of The Second International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS'97) (1997), H. Matsushima et al., "Sub-micron Fine Structure of GaN by MOVPE Selective Area Growth (SAG) and Buried Structure by Epitaxial Lateral Overgrowth (ELO)" p.492-493	66

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int. Cl ^o H01L33/00 Int. Cl ^o H01S 3/18		
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int. Cl ^o H01L33/00 Int. Cl ^o H01S 3/18		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-1998年 日本国登録実用新案公報 1994-1998年 日本国実用新案登録公報 1996-1998年		
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語) J I C S T		
C. 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	J P、05-110139、A (日亜化学工業株式会社) 30, 4月、1993 (30.04.93) (ファミリーなし)	1-6, 8, 9, 17, 21
P、X	J P、09-116234、A (ソニー株式会社) 02, 5月、1997 (02.05.97) (ファミリーなし)	1, 2, 4-7, 12, 17
T	PROCEEDINGS of The Second International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS'97) (1997)、 S. Nakamura et. al. 「Present Status of InGaN/GaN/AlGaIn-Based Laser Diodes」 p. 444-446	1-74
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 先行文献ではあるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日 07.04.98	国際調査報告の発送日 14.04.98	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官 (権限のある職員) 門田 かづよ 電話番号 03-3581-1101 内線 3255	2 K 9512 印

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
T	PROCEEDINGS of The Second International Conference on Nitride Semiconductors(ICNS'97) (1997)、 T.Shibata et.al. 「Hybride Vapor Phase Epitaxy Growth of High Quality GaN Bulk Single Crystal by Epitaxial Lateral Overgrowth」 p.154-155	66
T	PROCEEDINGS of The Second International Conference on Nitride Semiconductors(ICNS'97) (1997)、 H.Matsushima et.al. 「Sub-micron Fine Structure of GaN by MOVPE Selective Area Growth(SAG) and Buried Structure by Epitaxial Lateral Overgrowth(ELO)」 p.492-493	66